

平成21年度 学位論文

鋼靱性のマイクロ破壊力学的研究とその  
シップリサイクル鋼製造プロセスへの応用

東京大学大学院 工学系研究科 環境海洋工学専攻

松原 基行

指導教員 栗飯原周二 教授

# 目次

|                                    |     |
|------------------------------------|-----|
| 第1章 緒言                             | …1  |
| 1.1 本研究の背景：循環型社会の形成とシッパーサイクル問題の解決  | …1  |
| 1.2 本研究の目的：シッパーサイクル鋼製造プロセスの検討      | …5  |
| 1.3 本研究の目的：鋼のマイクロ組織の韌性に及ぼす影響の理論的解明 | …9  |
| 第2章 シッパーサイクル鋼製造プロセスの検討             | …10 |
| 2.1 新プロセス検討の背景                     | …10 |
| 2.2 微細粒鋼材開発に関する従来研究                | …12 |
| 2.3 新プロセス検討の目的                     | …14 |
| 2.4 新プロセスの検討                       | …16 |
| 2.4.1 加工熱処理再現装置による検討               | …16 |
| 2.4.1.1 供試鋼材                       | …17 |
| 2.4.1.2 ミクロ組織観察による                 | …18 |
| 詳細検討プロセス選定                         | …18 |
| (a) 加工熱処理条件                        | …18 |
| (b) ミクロ組織観察方法                      | …23 |
| (c) ミクロ組織観察の結果と考察                  | …24 |
| 2.4.1.3 ミクロ組織制御因子調査                | …32 |
| (a) 加工熱処理条件                        | …32 |
| (b) ミクロ組織観察方法                      | …34 |
| (c) ミクロ組織観察の結果                     | …34 |
| (d) 考察                             | …49 |
| 2.4.2 実験室規模の鋼板試作                   | …52 |
| 2.4.2.1 供試鋼材                       | …52 |
| 2.4.2.2 圧延熱処理条件                    | …53 |
| 2.4.2.3 ミクロ組織観察                    | …53 |
| 2.4.2.4 機械的特性試験                    | …53 |
| 2.4.2.5 実験結果と考察                    | …56 |
| 2.4.3 圧延抵抗試算                       | …76 |
| (a) 試算方法                           | …76 |
| (b) 試算結果と考察                        | …78 |
| 2.5 結論                             | …79 |
| 第3章 鋼のマイクロ組織の韌性に及ぼす影響の理論的解明        | …80 |
| 3.1 鋼のマイクロ組織と韌性との関係性調査の背景          | …80 |
| 3.2 へき開破壊機構に関する従来研究                | …80 |
| 3.3 鋼のマイクロ組織と韌性との関係性調査の目的          | …89 |

|                                  |      |
|----------------------------------|------|
| 3.4 鋼のマイクロ組織の靱性に及ぼす影響の実験的調査      | …89  |
| 3.4.1 供試鋼材                       | …89  |
| 3.4.2 ミクロ組織の調査                   | …92  |
| 3.4.2.1 ミクロ組織観察                  | …92  |
| (a) 観察方法                         | …92  |
| (b) 観察結果                         | …93  |
| 3.4.2.2 ミクロ組織観察の解析               | …109 |
| (a) 解析方法                         | …109 |
| (b) 解析結果                         | …114 |
| 3.4.2.3 微小硬さ試験                   | …120 |
| (a) 微小硬さ試験方法                     | …120 |
| (b) 微小硬さ試験結果                     | …120 |
| 3.4.2.4 考察                       | …121 |
| 3.4.3 機械的特性の評価                   | …123 |
| 3.4.3.1 丸棒引張試験                   | …123 |
| (a) 試験方法                         | …123 |
| (b) 試験結果と考察                      | …123 |
| 3.4.3.2 切欠き付3点曲げ試験               | …132 |
| (a) 試験方法                         | …132 |
| (b) 試験結果と考察                      | …132 |
| 3.4.3.3 破壊起点同定                   | …138 |
| (a) 同定方法                         | …138 |
| (b) 同定結果と考察                      | …138 |
| 3.4.3.4 有限要素法解析を用いた<br>局所破壊応力の算定 | …147 |
| (a) 算定方法                         | …147 |
| (b) 算定結果と考察                      | …148 |
| 3.4.3.5 考察                       | …155 |
| 3.4.4 セメントタイト割れ観測実験              | …158 |
| 3.4.4.1 砂時計型丸棒引張試験               | …158 |
| 3.4.4.2 有限要素法解析                  | …158 |
| 3.4.4.3 セメントタイト割れ観測              | …162 |
| (a) 観測方法                         | …162 |
| (b) 観測結果                         | …162 |
| 3.4.4.4 考察                       | …167 |
| 3.4.5 実験のまとめ                     | …171 |
| 3.5 鋼のマイクロ組織の靱性に及ぼす影響の理論的考察      | …172 |
| 3.5.1 提案へき開破壊モデルの概要              | …172 |
| 3.5.2 模擬実験                       | …174 |
| (a) 計算方法                         | …174 |
| (b) 計算結果                         | …177 |
| 3.5.3 考察                         | …186 |
| 3.6 結論                           | …194 |
| 第4章 結言                           | …195 |

|                                     |      |
|-------------------------------------|------|
| 謝辞                                  | …198 |
| 参考文献                                | …200 |
| 付録                                  | …209 |
| A. 模擬実験プログラム (Mathematica ver. 7.0) | …209 |
| B. 実験データ                            | …216 |

## 表目次

|           |  |      |
|-----------|--|------|
| Table1-1  | 典型的なタンカーとバルカーの構成物質割合   | …3   |
| Table1-2  | 船舶リサイクル産業の経済性評価の数値   | …8   |
| Table2-1  | 廃船から回収される物質質量推移予測  | …11  |
| Table2-2  | 供試鋼材の化学成分 (mass %)   | …17  |
| Table2-3  | 比較 TMCP プロセス   | …19  |
| Table2-4  | 比較スーパーメタルプロセス  | …20  |
| Table2-5  | 二相低温域圧下プロセス  | …20  |
| Table2-6  | 二相低温域圧下×2 プロセス   | …21  |
| Table2-7  | $\gamma$ 相低温域圧下プロセス  | …21  |
| Table2-8  | $\gamma$ 相低温域圧下×2 プロセス   | …22  |
| Table2-9  | 二相低温域圧下+ $\gamma$ 相低温域圧下プロセス                                     | …22  |
| Table2-10 | 二相低温域圧下プロセス詳細検討のための加工熱処理条件                                       | …32  |
| Table2-11 | 供試鋼材の化学成分 (mass %)   | …52  |
| Table2-12 | 圧延熱処理条件  | …55  |
| Table2-13 | 全プロセス鋼材の平均結晶粒径   | …59  |
| Table2-14 | 全鋼材の Vickers 硬さ  | …60  |
| Table2-15 | 比較材のフェライトとパーライトの微小 Vickers 硬さ                                    | …61  |
| Table2-16 | 全鋼材の機械的特性一覧  | …61  |
| Table2-17 | 通常材と開発材と TP 材の Charpy 衝撃特性一覧                                     | …71  |
| Table2-18 | 通常材と開発材と TP 材の特性値と目標の特性値との比較<br>(赤い太字が目標達成)                      | …73  |
| Table2-19 | 提案プロセスの圧延抵抗の試算   | …78  |
| Table3-1  | 供試鋼材の化学組成 (mass %)   | …90  |
| Table3-2  | 鋼種 10a と 10b に対する圧延条件  | …90  |
| Table3-3  | 鋼種 10a と 10b に対する熱処理条件   | …90  |
| Table3-4  | 鋼種 10c と 5a に対する圧延条件   | …91  |
| Table3-5  | 鋼種 10c と 5a に対する熱処理条件  | …91  |
| Table3-6  | $\alpha$ 粒径の平均値と最大値及び $\theta$ 短径の 95%最大値と最大値                    | …114 |
| Table3-7  | 各鋼種の機械的特性  | …126 |
| Table3-8  | 各鋼種の同一温度での試験片本数と準 CTOD の<br>形状母数 $m$ と尺度母数 $\delta_0$            | …137 |
| Table3-9  | 各鋼種でマイクロアレストが見られた破面数と<br>その試験本数に対する割合及びその試験の温度                   | …145 |
| Table3-10 | 各鋼種の同一温度での試験片本数と局所破壊応力 $\sigma_f$ の<br>形状母数 $m$ と尺度母数 $\sigma_0$ | …154 |
| Table3-11 | $\theta$ 割れ観測結果の概要   | …163 |
| Table3-12 | 鋼種 Steel と拘束条件 R と試験温度 Temp. で定まる<br>作用応力 $\sigma$ と係数 $\eta$    | …168 |

|           |   |      |
|-----------|---|------|
| Table3-13 | 各鋼種の同一温度での試験片本数と局所破壊応力 $\sigma_f$ と<br>準 CTOD と局所破壊歪 $\varepsilon_f$ の形状母数 $m$ と<br>尺度母数 $\delta_0$ 、 $\sigma_0$ 、 $\varepsilon_0$ の実験値 Exp. と<br>模擬実験値 Model の比較 | …184 |
| Table3-14 | $\theta$ 短径分布が異なる模擬鋼種の試験片本数と<br>局所破壊応力 $\sigma_f$ と準 CTOD と局所破壊歪 $\varepsilon_f$ の<br>形状母数 $m$ と尺度母数 $\sigma_0$ 、 $\delta_0$ 、 $\varepsilon_0$ の比較                | …192 |

## 目次

|          |   |        |
|----------|---|--------|
| Fig.1-1  | 船舶解撤事業地の変遷                                  | …3     |
| Fig.1-2  | 浜解撤方式の情景                                    | …4     |
| Fig.1-3  | 船舶解撤需要推移予測                                  | …4     |
| Fig.1-4  | 船舶解撤作業時間の最適化の計算結果                           | …7     |
| Fig.1-5  | 船舶リサイクル産業の経済性評価                             | …8     |
| Fig.2-1  | スーパーメタルで提案されたプロセスの模式図                       | …13    |
| Fig.2-2  | 船体用高張力鋼板の吸収エネルギー遷移曲線と<br>vTrs の Mn/C 依存性    | …15    |
| Fig.2-3  | 基礎実験方法の概要                                   | …16    |
| Fig.2-4  | 比較 TMCP プロセス                                | …19    |
| Fig.2-5  | 比較スーパーメタルプロセス                               | …20    |
| Fig.2-6  | 二相低温域圧下プロセス                                 | …21    |
| Fig.2-7  | 二相低温域圧下×2 プロセス                              | …21    |
| Fig.2-8  | $\gamma$ 相低温域圧下プロセス                         | …22    |
| Fig.2-9  | $\gamma$ 相低温域圧下×2 プロセス                      | …22    |
| Fig.2-10 | 二相低温域圧下+ $\gamma$ 相低温域圧下プロセス                | …23    |
| Fig.2-11 | 比較 TMCP プロセスのマイクロ組織                         | …25    |
| Fig.2-12 | 比較スーパーメタルプロセスのマイクロ組織                        | …26    |
| Fig.2-13 | 二相低温域圧下プロセスのマイクロ組織                          | …26~29 |
| Fig.2-14 | 二相低温域圧下×2 プロセスのマイクロ組織                       | …29    |
| Fig.2-15 | $\gamma$ 相低温域圧下プロセスのマイクロ組織                  | …30    |
| Fig.2-16 | $\gamma$ 相低温域圧下×2 プロセスのマイクロ組織               | …30    |
| Fig.2-17 | 二相低温域圧下+ $\gamma$ 相低温域圧下プロセスのマイクロ組織         | …31    |
| Fig.2-18 | 二相低温域圧下プロセス詳細検討のための加工熱処理条件                  | …33    |
| Fig.2-19 | 試験片の昇温過程の $\gamma$ 変態率                      | …33    |
| Fig.2-20 | SEM 像で観察されるマイクロ組織に及ぼす<br>二相域圧下温度 T3 の影響     | …37    |
| Fig.2-21 | IQ Map と UGC Map で観察されるマイクロ組織に及ぼす<br>T3 の影響 | …37    |
| Fig.2-22 | 結晶粒径分布に及ぼす T3 の影響                           | …38    |
| Fig.2-23 | SEM 像で観察されるマイクロ組織に及ぼす T4 の影響                | …38,39 |
| Fig.2-24 | UGC Map で観察されるマイクロ組織に及ぼす T4 の影響             | …39,40 |
| Fig.2-25 | CD Map で観察されるマイクロ組織に及ぼす T4 の影響              | …41,42 |
| Fig.2-26 | 平均結晶粒径に及ぼす T4 の影響                           | …43    |
| Fig.2-27 | 結晶粒径分布に及ぼす T4 の影響                           | …43    |
| Fig.2-28 | SEM 像で観察されるマイクロ組織に及ぼす t2 の影響                | …44    |
| Fig.2-29 | UGC Map で観察されるマイクロ組織に及ぼす t2 の影響             | …44,45 |
| Fig.2-30 | CD Map で観察されるマイクロ組織に及ぼす t2 の影響              | …45,46 |
| Fig.2-31 | 結晶粒径分布に及ぼす t2 の影響                           | …46    |
| Fig.2-32 | SEM 像で観察されるマイクロ組織に及ぼす r2 の影響                | …47    |
| Fig.2-33 | UGC Map で観察されるマイクロ組織に及ぼす r2 の影響             | …47,48 |

|          |   |        |
|----------|---|--------|
| Fig.2-34 | CD Map で観察されるマイクロ組織に及ぼす $r_2$ の影響   | …48,49 |
| Fig.2-35 | 結晶粒径分布に及ぼす $r_2$ の影響  | …49    |
| Fig.2-36 | 提案プロセスにおけるマイクロ組織の変化   | …51    |
| Fig.2-37 | セパレーション指数の測定方法  | …55    |
| Fig.2-38 | 通常材と開発材と TP 材の Half のマイクロ組織   | …59,60 |
| Fig.2-39 | WQA2 の Quarter と Sub-surface のマイクロ組織  | …60    |
| Fig.2-40 | 比較材の公称応力公称歪曲線   | …62    |
| Fig.2-41 | 通常材と開発材と TP 材の公称応力公称歪曲線   | …62    |
| Fig.2-42 | 通常材と比較材と開発材と TP 材の化学組成毎の<br>引張強度と全伸びバランスの比較   | …63    |
| Fig.2-43 | 通常材と比較材と開発材と TP 材の化学組成毎の<br>降伏強度と全伸びバランスの比較   | …63    |
| Fig.2-44 | 通常材と比較材と開発材と TP 材の化学組成毎の<br>断面収縮率と全伸びバランスの比較  | …64    |
| Fig.2-45 | 通常材と比較材と開発材と TP 材の化学組成毎の<br>引張強度と均一伸びバランスの比較  | …64    |
| Fig.2-46 | 通常材と比較材と開発材 (WQA2、WQB2) の<br>- 196°C、- 120°C、- 80°C、- 40°C、0°Cにおける<br>Charpy 衝撃試験破面 | …65    |
| Fig.2-47 | 通常材と比較材と開発材 (WQA2、WQB2) の<br>- 80°Cにおける Charpy 衝撃試験破面と SI 値測定状況                     | …66    |
| Fig.2-48 | 通常材と比較材と開発材 (WQA2、WQB2) の<br>- 40°Cにおける Charpy 衝撃試験破面と SI 値測定状況                     | …67    |
| Fig.2-49 | 通常材と比較材と開発材 (WQA2、WQB2) の<br>室温における Charpy 衝撃試験破面と SI 値測定状況                         | …68    |
| Fig.2-50 | 通常材と比較材と開発材 (WQA2、WQB2) の<br>エネルギー遷移曲線  | …69    |
| Fig.2-51 | 通常材と比較材と開発材 (WQA2、WQB2) の<br>SI 値の温度依存性   | …69    |
| Fig.2-52 | 開発材と TP 材の脆性延性エネルギー遷移曲線   | …70    |
| Fig.2-53 | 開発材と TP 材の脆性延性破面遷移曲線  | …70    |
| Fig.2-54 | 開発材と TP 材の SI 値の温度依存性   | …71    |
| Fig.2-55 | 通常材と開発材と TP 材の化学組成毎の<br>再加熱温度と $vTrE$ バランスの比較                                       | …72    |
| Fig.2-56 | 通常材と開発材と TP 材の化学組成毎の<br>$vTrs$ と $vTrE$ バランスの比較                                     | …72    |
| Fig.2-57 | 通常材と開発材と TP 材の化学組成毎の<br>$SI_{max}$ と $vTrE$ バランスの比較                                 | …73    |
| Fig.2-58 | 通常材と開発材と TP 材の化学組成毎の<br>引張強度と $vTrE$ バランスの比較  | …74    |
| Fig.2-59 | 通常材と開発材と TP 材の化学組成毎の<br>降伏強度と $vTrE$ バランスの比較  | …74    |
| Fig.2-60 | 通常材と開発材と TP 材の化学組成毎の<br>全伸びと $vTrE$ バランスの比較   | …75    |
| Fig.2-61 | 圧延の模式図  | …77    |



|          |  |          |
|----------|--|----------|
| Fig.3-1  | へき開破壊機構における切欠き底直下の局所応力の概念図   | …84      |
| Fig.3-2  | へき開破壊機構におけるマイクロ組織の概念図  | …84      |
| Fig.3-3  | (a) $\alpha/\theta$ 組織での(b) $\theta$ 亀裂と(c)その隣接 $\alpha$ 粒への伝播   | …85      |
| Fig.3-4  | へき開破壊機構の限界応力の温度依存性   | …86      |
| Fig.3-5  | $\gamma_\alpha$ ( $=\gamma$ mm) の温度依存性   | …86      |
| Fig.3-6  | Petch のモデルの概念図   | …87      |
| Fig.3-7  | $\sigma_{f_\theta}$ ( $=\sigma c$ ) に及ぼす $d^{-1/2}$ と $t_\theta$ (図中右の数値) の影響  | …87      |
| Fig.3-8  | $\theta$ の亀裂発生に及ぼす歪と温度の影響  | …88      |
| Fig.3-9  | 10LM のマイクロ組織<br>(a) Sub-surface、(b) Quarter、(c) Center   | …94      |
| Fig.3-10 | 10MM のマイクロ組織<br>(a) Sub-surface、(b) Quarter、(c) Center   | …95      |
| Fig.3-11 | 10SM のマイクロ組織<br>(a) Sub-surface、(b) Quarter、(c) Center   | …96      |
| Fig.3-12 | 10ML のマイクロ組織<br>(a) Sub-surface、(b) Quarter、(c) Center   | …97      |
| Fig.3-13 | 10MS のマイクロ組織<br>(a) Sub-surface、(b) Quarter、(c) Center   | …98      |
| Fig.3-14 | 5UL のマイクロ組織<br>(a) Sub-surface、(b) Quarter、(c) Center  | …99      |
| Fig.3-15 | 5UU のマイクロ組織<br>(a) Sub-surface、(b) Quarter、(c) Center  | …100     |
| Fig.3-16 | 10UU のマイクロ組織<br>(a) Sub-surface、(b) Quarter、(c) Center   | …101     |
| Fig.3-17 | $\alpha$ 粒の IQ Map (結晶方位差: 赤線 $5^\circ$ 青線 $15^\circ$ )<br>(a)10LM、(b)10MM、(c)10SM、(d)10ML、<br>(e)10MS、(f)5UL、(g)5UU、(h)10UU           | …102~104 |
| Fig.3-18 | $\alpha$ 粒の UGC Map(a)10LM、(b)10MM、(c)10SM、<br>(d)10ML、(e)10MS、(f)5UL、(g)5UU、(h)10UU   | …105~107 |
| Fig.3-19 | $\theta$ の FE-SEM 像の一例【 $\times 10,000$ 】(a)10ML、(b)10MM、<br>(c)10MS、(d)10LM、(e)10SM、(f)5UL<br>【 $\times 20,000$ 】(g)5UU、(h)10UU       | …108     |
| Fig.3-20 | $\alpha$ 粒平均値測定のための $\alpha$ 粒計数方法の一例<br>(a)10LM、(b)5UU  | …111     |
| Fig.3-21 | セメントイト観察画像処理と近似の一例 (二値化処理)<br>【 $\times 10,000$ 】(a)10ML、(b)10MM、(c)10MS、(d)10LM、<br>(e)10SM、(f)5UL【 $\times 20,000$ 】(g)5UU、(h)10UU   | …112     |
| Fig.3-22 | セメントイト観察画像処理と近似の一例 (集中楕円体近似)<br>【 $\times 10,000$ 】(a)10ML、(b)10MM、(c)10MS、(d)10LM、<br>(e)10SM、(f)5UL【 $\times 20,000$ 】(g)5UU、(h)10UU | …113     |
| Fig.3-23 | 単位面積当たりの $\alpha$ 粒径数分布  | …115     |
| Fig.3-24 | 単位体積当たりの $\alpha$ 粒径数分布  | …116     |
| Fig.3-25 | 単位面積当たりの $\theta$ 短径数分布  | …117     |
| Fig.3-26 | 単位体積当たりの $\theta$ 短径数分布  | …118     |
| Fig.3-27 | 単位体積当たりの $\alpha$ 粒径数割合分布  | …119     |

|          |   |          |
|----------|---|----------|
| Fig.3-28 | 単位体積当たりの $\theta$ 短径数割合分布   | …119     |
| Fig.3-29 | 板厚中心部の $\alpha$ の微小 Vickers 硬さの平均値と 95%信頼区間   | …120     |
| Fig.3-30 | 供試鋼材のマイクロ組織概観   | …122     |
| Fig.3-31 | 丸棒引張試験片の形状 (単位: mm)   | …125     |
| Fig.3-32 | 丸棒引張試験の外観   | …125     |
| Fig.3-33 | 10LM の真応力真歪曲線   | …127     |
| Fig.3-34 | 10MM の真応力真歪曲線   | …127     |
| Fig.3-35 | 10SM の真応力真歪曲線   | …128     |
| Fig.3-36 | 10LM の真応力真歪曲線   | …128     |
| Fig.3-37 | 10MS の真応力真歪曲線   | …129     |
| Fig.3-38 | 5UL の真応力真歪曲線  | …129     |
| Fig.3-39 | 5UU の真応力真歪曲線  | …130     |
| Fig.3-40 | 10UU の真応力真歪曲線   | …130     |
| Fig.3-41 | 下降伏応力の $\alpha$ 粒径平均値依存性 (Hall-Petch 則)   | …131     |
| Fig.3-42 | Locking parameter $k_y$ の温度依存性  | …131     |
| Fig.3-43 | 切欠き付 3 点曲げ試験片の形状 (単位: mm)   | …134     |
| Fig.3-44 | 切欠き付 3 点曲げ試験の外観   | …134     |
| Fig.3-45 | 切欠き付 3 点曲げ試験の準 CTOD による脆性延性遷移曲線   | …135     |
| Fig.3-46 | $\delta_{0.2}[^{\circ}\text{C}]$ の $\alpha$ 粒径平均値依存性  | …135     |
| Fig.3-47 | $\delta_{0.2}[\text{K}]$ の $\alpha$ 粒径平均値依存性  | …136     |
| Fig.3-48 | 準 CTOD のワイブル分布  | …136     |
| Fig.3-49 | 切欠き付 3 点曲げ試験の破壊起点の同定方法<br>(鋼種 10MM、試験温度 $-80^{\circ}\text{C}$ )   | …139~141 |
| Fig.3-50 | 切欠き付 3 点曲げ試験の破面の一例<br>(鋼種 10ML、試験温度 $-70^{\circ}\text{C}$ )   | …142     |
| Fig.3-51 | Fig.3-47 (A) に見られたマイクロアレスト  | …142     |
| Fig.3-52 | Fig.3-47 (B) に見られた破壊起点  | …143     |
| Fig.3-53 | 全試験片の破壊起点の位置  | …144     |
| Fig.3-54 | 解析対象の破壊起点位置   | …144     |
| Fig.3-55 | 破壊起点の準 CTOD 依存性   | …145     |
| Fig.3-56 | マイクロアレストの準 CTOD 依存性   | …146     |
| Fig.3-57 | 切欠き付三点曲げ試験の FEM モデル<br>(a) 奥行きが試験片幅方向 10mm、(b) (a) の拡大、<br>(c) (b) の拡大、(d) 奥行きが試験片長さ方向 40mm、<br>(e) (d) の拡大、(f) (e) の拡大 | …149,150 |
| Fig.3-58 | 切欠き付 3 点曲げ試験の荷重変位曲線と<br>FEM モデルの計算値との比較の一例 (鋼種 10MM)  | …151     |
| Fig.3-59 | FEM モデルの切欠き底直下の最大主応力分布変化の一例<br>(鋼種 10ML、試験温度 $-80^{\circ}\text{C}$ )  | …151     |
| Fig.3-60 | FEM モデルの最大主応力分布の一例<br>(鋼種 5UL、試験温度 $-103^{\circ}\text{C}$ )   | …152     |
| Fig.3-61 | 局所破壊応力 $\sigma_f$ の温度依存性  | …152     |
| Fig.3-62 | 局所破壊応力 $\sigma_f$ の準 CTOD 依存性   | …153     |
| Fig.3-63 | 局所破壊応力 $\sigma_f$ の局所破壊歪 $\varepsilon_f$ 依存性  | …153     |
| Fig.3-64 | 局所破壊応力 $\sigma_f$ のワイブル分布   | …154     |

|          |   |      |
|----------|---|------|
| Fig.3-65 | 局所破壊応力 $\sigma_f$ (各種記号) と<br>局所破壊応力 $\sigma_{f\alpha}$ (二直線) の比較                                       | …156 |
| Fig.3-66 | 局所破壊応力 $\sigma_f$ (各種記号) と<br>局所破壊応力 $\sigma_{f\theta}$ (二直線) の比較                                       | …156 |
| Fig.3-67 | 局所破壊応力 $\sigma_f$ (各種記号) と<br>局所破壊応力 $\sigma_{f\theta}^*$ (二直線) の比較                                     | …157 |
| Fig.3-68 | 砂時計型丸棒引張試験片の形状  | …159 |
| Fig.3-69 | 砂時計型丸棒引張試験の FEM モデル<br>(a) 切欠き半径 $R=5\text{mm}$ 、(b) (a) の拡大、<br>(c) 切欠き半径 $R=15\text{mm}$ 、(d) (c) の拡大 | …160 |
| Fig.3-70 | 砂時計型丸棒引張試験 FEM モデルの最大主応力と<br>最大主歪の分布 (鋼種 10MM、 $R=5\text{mm}$ 、試験温度 $-80^\circ\text{C}$ )               | …161 |
| Fig.3-71 | $\theta$ 割れの分類の模式図<br>(a) $\theta$ 割れ L、(b) $\theta$ 割れ M、(c) $\theta$ 割れ S                             | …162 |
| Fig.3-72 | 観察した $\theta$ 割れの一例 10ML15R@ $-80^\circ\text{C}$ 、最大主歪<br>(a) 5%、(b) 15%、(c) 30%                        | …164 |
| Fig.3-73 | 観察した $\theta$ 割れの一例 10MM15R@ $-80^\circ\text{C}$ 、最大主歪<br>(a) 3%、(b) 11%、(c) 33%                        | …165 |
| Fig.3-74 | 観察した $\theta$ 割れの一例 10MS15R@ $-80^\circ\text{C}$ 、最大主歪<br>(a) 5%、(b) 15%、(c) 30%                        | …166 |
| Fig.3-75 | 単位面積当たりの $\theta$ 割れ数の最大主歪依存性と温度依存性   | …168 |
| Fig.3-76 | 同一鋼種、同一試験片形状の $\theta$ 割れ数密度/ $\eta$ の歪依存性  | …169 |
| Fig.3-77 | 同一鋼種の $\theta$ 割れ数密度/ $\eta$ の歪依存性  | …169 |
| Fig.3-78 | 全鋼種の $\theta$ 割れ数密度/ $\eta$ の歪依存性   | …170 |
| Fig.3-79 | $\alpha$ 粒径が同程度の鋼種の $\theta$ 割れ数密度/ $\eta$ の歪依存性  | …170 |
| Fig.3-80 | $\theta$ 割れ率 $\theta_{cr}/\eta$ の $\theta$ 短径 95%最大値 $t_{95\%max}$ 依存性と<br>最大主歪 $\varepsilon_{11}$ 依存性  | …171 |
| Fig.3-81 | 切欠き直下の破壊発生領域と体積要素の概念図   | …173 |
| Fig.3-82 | 新へき開破壊モデルの概念図 (I) $\theta$ 亀裂の発生、<br>(II) $\theta$ 亀裂の $\alpha$ 突入、(III) $\alpha$ 亀裂の $\alpha$ 伝播       | …173 |
| Fig.3-83 | (a) 最大主応力分布と (b) 最大主歪分布の一例<br>(鋼種 10ML、試験温度 $-80^\circ\text{C}$ )                                       | …176 |
| Fig.3-84 | へき開破壊発生領域における各体積要素内の<br>$\alpha$ 粒子数分布の一例 (鋼種 10SM)   | …178 |
| Fig.3-85 | 体積要素内の $\theta$ 短径数密度分布の一例 (鋼種 10ML)  | …179 |
| Fig.3-86 | 負荷増加に伴う割れたての $\theta$ 亀裂数の累積的变化の一例<br>(鋼種 10ML、試験温度 $-80^\circ\text{C}$ )                               | …179 |
| Fig.3-87 | 負荷増加に伴う $\theta$ 短径 $1\mu\text{m}$ 以上の割れたての<br>$\theta$ 亀裂数の変化の一例 (鋼種 10ML、試験温度 $-80^\circ\text{C}$ )   | …180 |
| Fig.3-88 | 脆性延性遷移曲線の模擬実験値 (m) と実験値の比較  | …180 |
| Fig.3-89 | 局所破壊応力 $\sigma_f$ の温度依存性の模擬実験値 (m) と<br>実験値の比較  | …181 |
| Fig.3-90 | 準 CTOD に対する破壊起点位置の模擬実験値 (m) と<br>実験値の比較   | …181 |

|           |  |      |
|-----------|--|------|
| Fig.3-91  | 準 CTOD に対する局所破壊応力 $\sigma_f$ の模擬実験値 (m) と<br>実験値の比較  | …182 |
| Fig.3-92  | 準 CTOD に対する局所破壊歪 $\varepsilon_f$ の模擬実験値 (m) と<br>実験値の比較  | …182 |
| Fig.3-93  | 準 CTOD の模擬実験値と実験値のワイブル分布比較   | …183 |
| Fig.3-94  | 局所破壊応力 $\sigma_f$ の模擬実験値と実験値のワイブル分布比較  | …183 |
| Fig.3-95  | 局所破壊歪 $\varepsilon_f$ の模擬実験値と実験値のワイブル分布比較  | …184 |
| Fig.3-96  | 模擬実験値の局所破壊応力 $\sigma_{f_\theta}$ と $\sigma_{f_\alpha}$ の比較   | …185 |
| Fig.3-97  | 模擬実験値の局所破壊応力 $\sigma_f$ の温度依存性における<br>限界条件 $\sigma_{f_\theta}(\theta)$ と $\sigma_{f_\alpha}(\alpha)$ の影響 | …185 |
| Fig.3-98  | 限界条件の異なるモデルによる脆性延性遷移曲線の推定  | …188 |
| Fig.3-99  | マイクロアレストの体積要素数の<br>準 CTOD に対する変化の鋼種依存性   | …188 |
| Fig.3-100 | $\theta$ 短径分布が同じ模擬鋼種の脆性延性遷移温度の比較   | …189 |
| Fig.3-101 | $\theta$ 短径分布が同じ模擬鋼種の $\delta_{0.2}[\text{K}]$ の<br>$\alpha$ 粒径 99.9% 最大値依存性                             | …189 |
| Fig.3-102 | $\theta$ 短径分布が異なる模擬鋼種の脆性延性遷移温度の比較  | …190 |
| Fig.3-103 | $\theta$ 短径分布が異なる模擬鋼種の $\delta_{0.2}[\text{K}]$ の<br>$\theta$ 短径 99.9% 最大値依存性                            | …190 |
| Fig.3-104 | $\theta$ 短径分布が異なる模擬鋼種の準 CTOD のワイブル分布   | …191 |
| Fig.3-105 | $\theta$ 短径分布が異なる模擬鋼種の局所破壊応力 $\sigma_f$ の<br>ワイブル分布  | …191 |
| Fig.3-106 | $\theta$ 短径分布が異なる模擬鋼種の<br>準 CTOD に対する局所破壊応力 $\sigma_f$   | …192 |
| Fig.3-107 | $\theta$ 短径分布が異なる模擬鋼種の<br>局所破壊応力 $\sigma_{f_\theta}$ と $\sigma_{f_\alpha}$ の比較                           | …193 |

# 第1章 緒言

本章では、本研究の背景と目的、ならびに本論文の構成と各章の概観を示す。

## 1.1 本研究の背景：循環型社会の形成とシップリサイクル問題の解決

今日、地球上の人口増加と人類社会の経済発展に伴う天然資源の使用量増加[1-1]により、廃棄物の排出量も増加することが予測されている[1-2]。この廃棄物という概念は使用者の主観によるため、そのような主観を排除して表現すれば資源であることに変わりなく、循環資源と称することができる[1-3]。この循環資源の有効利用が円滑に行われる社会を循環型社会といい、それを国際的な次元で形成しようとする活動が進行している[1-4,5]。このような社会における物流の役割は小さくなく、その物流を担う輸送手段自体も循環的な利用の対象となる。この輸送手段の中でも圧倒的な輸送量を占める船舶のリサイクルに関する問題をシップリサイクル問題という。本研究は、このシップリサイクル問題の解決を通して、国際的な循環型社会形成に資することを動機としている。

大型船舶は、物流手段としての製造目的が果たされた後、その構成材料の重量割合の6～8割を占める鋼材が (Table1-1) [1-6]、建材等に再利用するスクラップ鉄として回収される[1-7]。船殻は溶接された鋼板であり、その回収時には、揚重能力に見合う大きさと形状になるよう、溶断や機械的切断で分割する必要がある。そのため、その回収作業は、船舶の解体と撤去、すなわち解撤と表される。船舶には、重量割合から計算すれば微小でも労働環境や自然環境に悪影響を及ぼす程度の量の有害物質が含まれているため[1-6,8]、解撤事業には、鉱山での資源採取事業と同様、一般的に作業者の安全管理や作業環境の公害防止が求められる[1-7]。

船舶解撤事業の適切な立地条件や事業規模は、スクラップ鉄の需給動向や海運の需給動向などによって影響される。事業地の変遷を辿れば、1960年代～1970年代にはスペイン、イタリア、日本であったが、1980年代には台湾が大半を占め、日本、韓国、中国でも行われた。そして、1990年代以降は中国、インド、バングラディッシュ、パキスタンが主要な解撤場となっている (Fig.1-1) [1-9~17]。ここで、GT (Gross tonnage) は総トン数を意味する。

これら南アジアの国々では、船舶を潮の干満を利用して遠浅の海岸の砂浜に乗り上げさせて解撤する浜解撤方式が採用され、特に作業者の安全管理や作業環境への公害防止を行わない事業活動が報告されるようになった (Fig.1-2) [1-18~24]。これは、一般的に当該地の国内法による事業管理の不備と事業経営者による労働者の衛生管理の不備、労働者の適切な処理能力を超えた処理の受託等に起因すると考えられる。したがって、船舶解撤作業から排出される汚染は、古典的な公害問題であるから国際法で議論する義務はないとされ

る[1-25]。しかしながら、国境を越えた廃船の売買を有害廃棄物の越境移動として捉えれば、「有害廃棄物の国境を越える移動及びその処分の規制に関するバーゼル条約」（以下、バーゼル条約と称す）の対象となるとして、特に Green Peace や International Federation for Human Rights、Basel Action Network などの非政府組織（以下、NGOs と称す）からの指摘を受け、国際的な問題として議論され始めた。しかし、有害物質が含まれている廃船の大半を占めるスクラップ鉄が有価な資源であるため、売買契約当事者の主観的意思により、廃船を有害廃棄物とみなしてバーゼル条約を適用することはないと考えられた[1-25]。

そこで、国際海事機関（以下、IMO と称す）、国際労働機関、国連環境計画がそれぞれシッパーサイクルに関するガイドラインを策定したが、さらにそれらを基に必要な項目を強制化することを目標に検討が開始された。そして、2009年5月15日、香港で開催されたIMOの国際条約会議で「安全かつ環境上適正なシッパーサイクルに関する条約（仮訳）」（以下、シッパーサイクル条約と称す）が採決された[1-26]。これに対して NGOs は、輸出前に廃船の有害物質を除去することを求めている点など、シッパーサイクル条約の法的拘束力の希薄さを指摘して懸念を表明している[1-27]。

一方、シッパーサイクル条約の規定を満たすことができるリサイクルヤードは、作業環境の改善が見られる中国とインドの解撤実績の最大値の合計として考えれば1300万GT程度と推定され、European Commission Directorateの報告[1-6]によれば2004年時点で年間78万Light displacement tonnage（以下、LDTと称す）程度と推定される。一方の解撤需要は、基本的に年間約600万LDT前後を推移することが予測されているが（Fig.1-3）[1-6]、1980年代の海運不況時の解撤量が2200万GT（推計800万LDT）に、1999年には1500万GT（640万LDT）に達したことを考慮して昨今の海運不況に鑑みれば、定性的に同程度以上の解撤量が予測できる。したがって、適正な解撤能力の不足が懸念されるため、シッパーサイクル条約が採決されたということで安心できる状況ではないと考えられる。

以上の現状を鑑み、本研究ではシッパーサイクル問題の解決策の一つとして、財政的に安定し安全かつ環境上適正な事業が行えるという意味での健全な船舶リサイクル産業の育成を提案する。この提案の詳細を社会に広く周知する目的で、本論文は執筆された。

Table1-1 典型的なタンカーとバルカーの構成物質割合[1-6]

| Fraction %           | Tanker | Bulker |
|----------------------|--------|--------|
| Steel                | 74     | 63     |
| Copper               | 0.01   | 0.04   |
| Zinc                 | 0.03   | 0.04   |
| Special bronze       | 0.03   | 0.04   |
| Machinery            | 14     | 19     |
| Electrical equipment | 2.5    | 5      |
| Joinery              | 5      | 6      |
| Minerals             | 0.5    | 2.5    |
| Plastics             | 0.5    | 1.2    |
| Liquids              | 2      | 1      |
| Chemicals and gases  | 0.03   | 0.03   |
| Other misc.          | 1      | 2      |
| Total                | 100    | 100    |

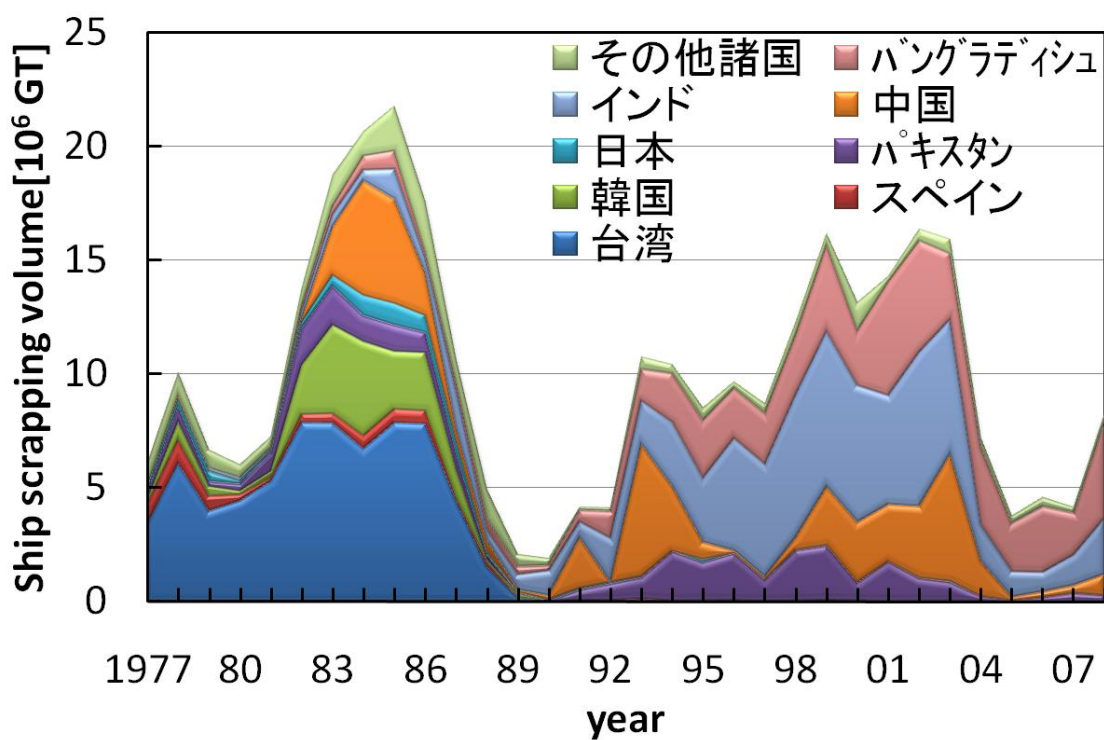


Fig.1-1 船舶解撤事業地の変遷



Fig.1-2 浜解撤方式の情景[1-24]

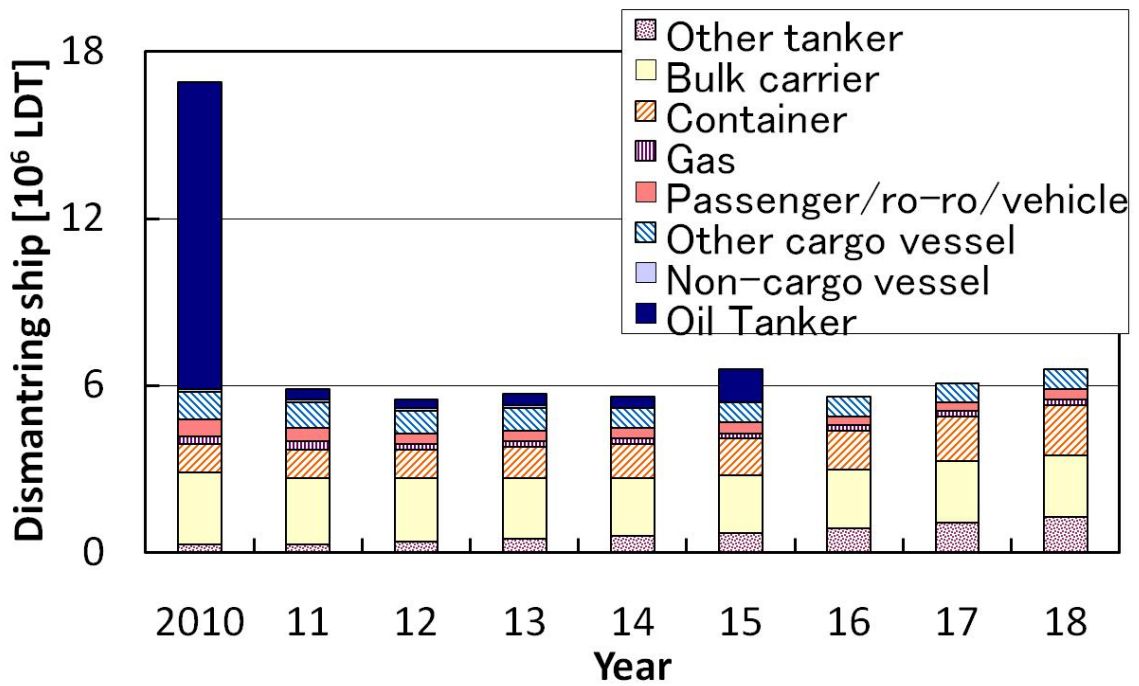


Fig.1-3 船舶解撤需要推移予測[1-6]



## 1.2 本研究の目的：シップリサイクル鋼製造プロセスの検討

国内外問わず、健全な船舶リサイクル産業の育成策としては、第一に解体作業の効率化があげられ、著者ら[1-28~31]はそれを追求するための研究を行った。これによって、解体作業の定式化を行い、定量的に評価できるシステムを構築した。Fig.1-4 は、船体の一部を解撤する工程の作業時間を安全性と環境影響に配慮して最適化計算した結果であり、上から順に作業時間最適化過程における各作業工程の作業時間と危険性と環境影響を示した。作業時間の評価値が最も小さい工程は安全性が高く環境影響も小さくなる傾向があった。しかし、それは作業時間が最も長い工程に対して 1/3 程度であった。従って、シップリサイクル条約の網の目を潜り、スクラップ鉄需要が旺盛な地域に位置し、且つ、1日1米ドル（以下、USD と称す）程度の安価な労働費用で人海戦術による解撤を行うようなリサイクルヤード[1-14]に比べて、遜色のない廃船単価を廃船売却者に対して提示できるほどの解撤作業の効率化は、特に安全かつ環境上適正な作業の追求を考えると容易でないと予想された。

そこで、廃船から回収したスクラップ鉄を原料に高品質なリサイクル鋼材を製造することで適正な解撤のための費用を補完して、リサイクル産業の経済体制の強化を図ることを考えた。Fig.1-5 には、1980 年から 2005 年までの廃船単価推移[1-6]と共に日本における小棒と鉄スクラップ（以下、リサイクル品と称す）の価格（以下、それぞれ  $P_L$ 、 $P_{Fe}$  と称す）の動向[1-32]に基づいたリサイクル産業の経済性の評価結果を示し、Table1-2 には計算に用いた数値と計算結果を示す。この試算では、回収品の売却価格から廃船単価（以下、 $C_{Ship}$  と称す）と解体費（以下、 $C_{Dis}$  と称す）を差し引いたものが設備償却費を含む利益（以下、 $Pro$  と称す）となると考えた。また廃船の重量比の 8 割がリサイクル品の原料として回収され、その内の 8 割が鉄スクラップとして売却されると仮定した。ここで、円から USD には、東京市場の月末のスポットレートを年平均した外国為替相場で換算し、1ton は 1LDT と等価として計算した。単位重量当たりの解体費は各ヤードによって異なるので、収益と合わせて算出すれば (Eq.1-1) として定式化される。

$$0.8 \times (P_L \times 0.2 + P_{Fe} \times 0.8) - C_{Ship} = C_{Dis} + Pro \quad (Eq.1-1)$$

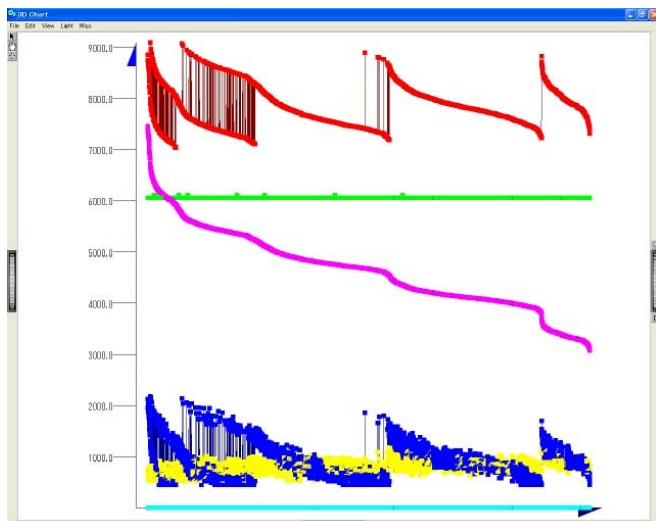
(Eq.1-1) で試算した結果 (Fig.1-5 の黒丸線) は、リサイクル品価格を日本の単価としていることから事業化不可の評価になっているが、実際には収益が取れているもののきわめて採算の悪い業態であることが理解される。そこで、鉄スクラップから厚板を製造して売却した場合（以下、それぞれ  $C_{pro}$ 、 $P_{Plate}$ ）を仮定して (Eq.1-2) のように定式化し、Fig.1-5 の赤四角線にその結果を示す。

$$0.8 \times (P_L \times 0.2 + P_{Plate} \times 0.8) - C_{Ship} = C_{pro} + C_{Dis} + Pro \quad (Eq.1-2)$$

Fig.1-5 より、短期的には鋼材市況に左右されるものの、厚板製造費と解体費と収益の合計が 100USD/LDT 程度以下となれば、採算の合う事業として評価されるといえる。さらに、中長期的な海上荷動量の増加傾向に伴う船腹量の増加傾向に鑑みれば[1-9]、十分な原料調達量が見込めることから、本提案事業の有効性が期待できる。また、鉄鋼材料の単純な循環的利用では、銅などの不純物混入による劣化が問題視されるなど[1-33]、その品質の劣化が避けられないため、何らかの高付加価値化プロセスを付与する必要がある。以上のような理由から、解撤スクラップ鉄のリサイクルにおける高付加価値化の意義を見出せる。

鉄鋼材料の高付加価値化の評価項目は、天然資源採取量減少に資する易再利用性、廃棄量減少に資する長寿命化、循環資源使用量減少に資する高強度化・高靱性化などを取り上げることができる。これらに資する手法としては、結晶粒微細化が知られており、第 2 章で紹介する通り、結晶粒径  $1\mu\text{m}$  程度で板厚 15mm 以上の鋼板を作製する細粒化手法が種々研究されている。

第 2 章では、廃船から回収されるスクラップ鉄を鉄源と仮定し、電気炉や圧延機器など既存の設備を用い、特にミニミルの使用を想定しながら、脱窒素を目的とする脱ガス精錬処理を施さず、高価な稀少合金元素を添加せず、窒素含有量 0.004~0.02 質量%を想定しつつ、降伏強度 355MPa 以上、引張強度 490MPa 以上の高強度鋼で、且つ、エネルギー遷移温度と破面遷移温度が  $-70^{\circ}\text{C}$  以下で、特にシャルピー衝撃試験におけるセパレーション指数が船体用鋼板として許容可能と考えられる 0.50/mm 以下[1-34]で靱性異方性に優れ、主に船舶、橋梁、建築、建設機械などの鋼構造物に使用される鋼板を製造する圧延熱処理プロセスの提案を目的に、加工熱処理再現装置と実験室規模の圧延設備を用いて、各種プロセスで作成された試験片のマイクロ組織観察を通して検討した。

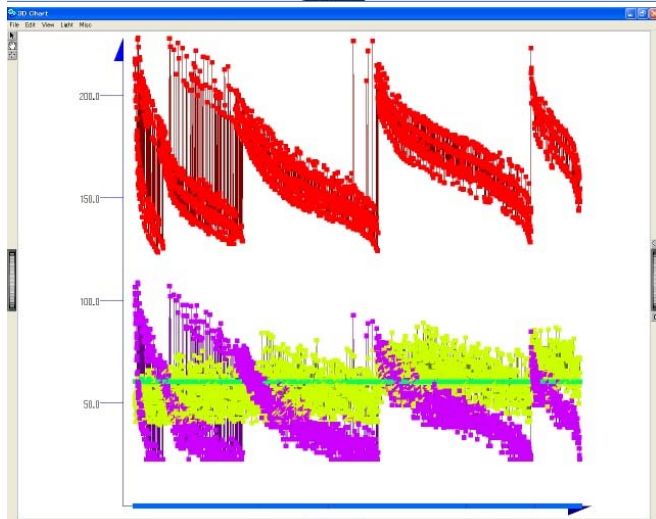


Evaluate working time (Pink)

Total working time (Red)

**【Operation】**

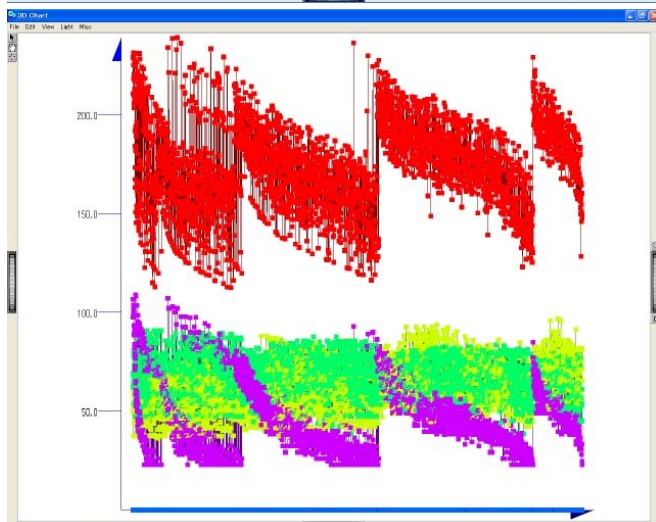
- Cutting (Green)
- Conveying (Yellow)
- Rotating (Blue)



Total Hazard (Red)

**【Operation】**

- Cutting (Green)
- Conveying (Yellow)
- Rotating (Pink)



Total Environmental impact (Red)

**【Operation】**

- Cutting (Green)
- Conveying (Yellow)
- Rotating (Pink)

Fig.1-4 船舶解撤作業時間の最適化の計算結果

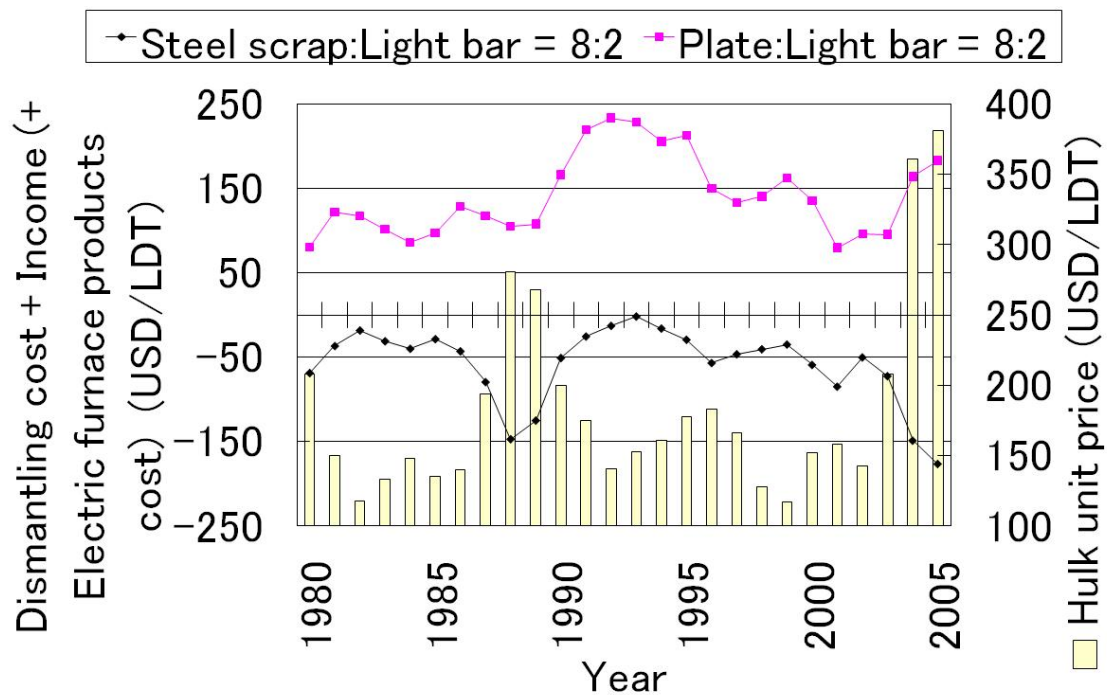


Fig.1-5 船舶リサイクル産業の経済性評価

Table1-2 船舶リサイクル産業の経済性評価の数値

| year | Ship price<br>USD/LDT | Steel scrap<br>price<br>USD/ton | Light bar<br>price<br>USD/ton | Plate<br>price<br>USD/ton | Dismantling cost + Income (+<br>Electric furnace products cost) |                           |
|------|-----------------------|---------------------------------|-------------------------------|---------------------------|---|---------------------------|
|      |                       |                                 |                               |                           | Steel scrap:<br>Light bar = 8:2                                 | Plate: Light bar<br>= 8:2 |
|      |                       |                                 |                               |                           | USD/LDT   | USD/LDT                   |
| 1980 | 208                   | 141                             | 309                           | 374                       | -69   | 81                        |
| 1981 | 150                   | 113                             | 258                           | 360                       | -37   | 122                       |
| 1982 | 118                   | 98                              | 233                           | 310                       | -18   | 118                       |
| 1983 | 133                   | 103                             | 228                           | 310                       | -31   | 102                       |
| 1984 | 148                   | 110                             | 237                           | 306                       | -40   | 86                        |
| 1985 | 135                   | 108                             | 234                           | 305                       | -28   | 98                        |
| 1986 | 140                   | 94                              | 233                           | 362                       | -43   | 129                       |
| 1987 | 194                   | 107                             | 290                           | 414                       | -79   | 117                       |
| 1988 | 281                   | 118                             | 364                           | 512                       | -147  | 105                       |
| 1989 | 268                   | 130                             | 373                           | 494                       | -125  | 108                       |
| 1990 | 200                   | 132                             | 404                           | 471                       | -51   | 166                       |
| 1991 | 175                   | 123                             | 443                           | 506                       | -25   | 220                       |
| 1992 | 141                   | 91                              | 438                           | 476                       | -13   | 234                       |
| 1993 | 153                   | 131                             | 423                           | 491                       | -2  | 229                       |
| 1994 | 161                   | 137                             | 361                           | 483                       | -16   | 206                       |
| 1995 | 178                   | 143                             | 361                           | 521                       | -29   | 213                       |
| 1996 | 183                   | 113                             | 339                           | 436                       | -57   | 150                       |
| 1997 | 166                   | 116                             | 285                           | 396                       | -46   | 133                       |
| 1998 | 128                   | 79                              | 230                           | 362                       | -40   | 141                       |
| 1999 | 117                   | 72                              | 224                           | 381                       | -35   | 163                       |
| 2000 | 152                   | 85                              | 243                           | 388                       | -59   | 135                       |
| 2001 | 158                   | 58                              | 224                           | 316                       | -85   | 80                        |
| 2002 | 143                   | 84                              | 245                           | 313                       | -50   | 96                        |
| 2003 | 208                   | 130                             | 329                           | 392                       | -72   | 96                        |
| 2004 | 361                   | 202                             | 518                           | 691                       | -149  | 164                       |
| 2005 | 381                   | 185                             | 539                           | 747                       | -176  | 183                       |

### 1.3 本研究の目的：鋼のマイクロ組織の靱性に及ぼす影響の理論的解明

細粒鋼のように、高強度かつ高靱性な鋼材が得られるマイクロ組織が明らかであれば、それが得られる圧延熱処理プロセスを検討すればよくなり、強度試験や破壊靱性試験を経た分の時間と費用を節約することができる。そのため、鋼のマイクロ組織と機械的特性との関係性を理論的に解明する基礎研究は、鋼材開発の指針を与えるという意味で本研究の目的にも合致するといえる。

第 3 章で詳述するように、従来から鋼のマイクロ組織と機械的特性との関係性を解明するための研究は種々行なわれてきた。その中でも降伏強度に関しては、フェライト粒径と化学組成に依存することが **Hall-Petch** 則を修正した **Pickering** によって示され[1-35]、実用的にも概ね支持されている。一方、靱性の評価値である脆性延性遷移温度については、経験的にフェライト粒径に依存することは知られているが[1-35]、実験値の回帰式に基づいており、靱性のばらつきまでは説明できていない。他方、**Beremin**[1-36]、**孕石ら**[1-37]、**Bordet**ら[1-38,39]のようにワイブル応力を導入した確率論的なモデルは、靱性のばらつきを説明することができ、実用上も評価されている。しかしながら、靱性とマイクロ組織との直接的な関係性を理解することは困難である。そこで、本基礎研究では鋼のマイクロ組織と靱性との直接的な関係性について説明でき、且つ、靱性のばらつきをも説明できるモデルを構築するため、基礎的な実験を行うと同時に、考案したモデルに基づいた模擬実験を行った。

鋼には、フェライト、オーステナイト、マルテンサイト、ベイナイトなどの **Fe** が主の母相組織が存在し、かつ炭化物、非金属介在物などの非 **Fe** が主の第二相粒子が存在し、これらが様々に組み合わせられてマイクロ組織を形成する。各種マイクロ組織のなかでも、近年、へき開破壊機構の解明が比較的進んでいるのがフェライト/セメンタイト鋼であるが、第 3 章で詳述するようにそれさえも十分とは言えない。したがって、まずフェライト/セメンタイト鋼を研究対象に選択し、その他の組織への展開を企図した。

## 第2章 シップリサイクル鋼製造プロセスの検討

本章では、廃船から回収したスクラップ鉄を微細粒厚鋼板として再生する加工熱処理プロセスについて検討した経緯と結果を示す。

### 2.1 新プロセス検討の背景

船舶解撤スクラップ鉄を鉄源とする電気炉溶製鋼を原料としながら、省エネルギーあるいは設備投資費低減の観点で脱窒素を目的とする脱ガス精錬処理を施さないことから、再生鋼材の化学成分は、降伏強度 355MPa 級の造船用高張力鋼相当の成分[2-1]に窒素含有量 0.004~0.02 質量%とする[2-2]。また、スクラップ鉄の再利用による資源効率の向上を稀少合金元素の使用で減失することのないよう、窒素 N による鋼材靱性の劣化阻止のためのチタン Ti、クロム Cr、モリブデン Mo など稀少合金元素の添加は行わない。

しかしながら、Table2-1 に示すように、廃船には鋼材以外に様々な物質が残存しており、特に船舶塗料 Paints は解撤作業時に鋼材と分離せずに回収されることが考えられ、鋼材重量比で 0.17%程度の不純物元素含有量が見込まれる[2-3]。

造船時に 20~40mm 厚の鋼板(平均値 30mm を代表値とする)に対して 50~400  $\mu\text{m}$  厚の塗膜(塗料種毎の最大値)を塗布すると仮定し、塗膜含有化学物質である亜鉛 Zn(防食塗料: 2~10%含 400  $\mu\text{m}$  厚、防汚塗料: 2~30%含 200  $\mu\text{m}$  厚)、銅 Cu(防汚塗料: 10~50%含 200  $\mu\text{m}$  厚)、Ti(上塗り塗料: 2~30%含 100  $\mu\text{m}$  厚、防食塗料: 2~10%含 400  $\mu\text{m}$  厚)、アルミニウム Al(耐熱上塗り: 30~80%含 30  $\mu\text{m}$  厚、防食塗料: 10~20%含 100  $\mu\text{m}$  厚)、Cr(黄色顔料: 2~15%含 50  $\mu\text{m}$  厚)の鋼材重量比を塗料比重 1.2g/cm<sup>3</sup>、鋼密度 7.89 g/cm<sup>3</sup> として計算すると、それぞれ最大 0.05%Zn、0.05%Cu、0.04%Ti、0.02%Al、0.004%Cr となる。防汚塗料として用いられる Zn や Cu は、運航時に溶出するため、解体時には造船時に比べて減少し、塗膜厚が 50  $\mu\text{m}$  以下になると考えれば、それぞれ 0.03%Zn、0.02%Cu 以下になると計算される。ここで Zn は、沸点が 907°C で電炉溶解時に蒸発するため、鋼材への影響は無視できる。以上のことから、塗料含有化学物質の鋼材組成への影響は極めて限定的であることがわかった。ただし、将来に亘って鋼材を繰り返し再利用することを考えれば、Cu などの不純物元素の濃化が予測される[2-4]ことから、不純物元素の希釈/分離方法あるいは有効利用方法についても検討する必要があるが、本章では対象外とした。

そこで、仮に一般的な Thermo-Mechanical Control Process (TMCP) によって製造された結晶粒径 10  $\mu\text{m}$  の船体用高張力鋼 (KF32、KF36、KF40) の N 濃度が、(財)日本海事協会[2-1]による規定上限の 0.009 質量%から 0.02 質量%に増加したとすると、Pickering[2-5]の式 Eq. (2-1)によれば Charpy 衝撃試験の脆性延性遷移温度 DBTT は 33°C

上昇することが分かる。

$$DBTT(^{\circ}C) = -19 + 44(\%Si) + 700(\sqrt{\%N}) + 2.2(\%pearlite) - 11.5d^{-1/2} \quad (2-1)$$

ここで、d は結晶粒径[mm]を、%Si はシリコンの質量割合を、%N は窒素の質量割合を、%pearlite はパーライト比率をそれぞれ意味する。

しかしながら、Eq. (2-1) によれば、その結晶粒径を 6.1 μm まで細粒化すれば、稀少合金元素を添加せずに N 含有量増加による DBTT 上昇を相殺できると推定される。

Table2-1 廃船から回収される物質質量推移予測[2-3]  
(H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>:1.85kg/l, paints:1.4kg/l, oils:0.85kg/l, oil sludge:1.6kg/l)

| ton                            | 2010       | 2011      | 2012      | 2013      | 2014      | 2015      |
|--------------------------------|------------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|
| Steel                          | 12,300,000 | 4,120,000 | 3,830,000 | 3,990,000 | 3,930,000 | 4,680,000 |
| Copper                         | 3,000      | 1,000     | 1,000     | 1,000     | 1,000     | 1,000     |
| Zinc                           | 5,000      | 2,000     | 2,000     | 2,000     | 2,000     | 2,000     |
| Special bronze                 | 5,000      | 2,000     | 2,000     | 2,000     | 2,000     | 2,000     |
| Machinery                      | 2,500,000  | 950,000   | 890,000   | 910,000   | 890,000   | 1,030,000 |
| Electrical equip               | 490,000    | 210,000   | 200,000   | 200,000   | 190,000   | 220,000   |
| Joinery                        | 870,000    | 320,000   | 300,000   | 310,000   | 300,000   | 350,000   |
| Minerals                       | 140,000    | 80,000    | 70,000    | 70,000    | 70,000    | 80,000    |
| Plastics                       | 100,000    | 50,000    | 40,000    | 40,000    | 40,000    | 50,000    |
| Liquids                        | 310,000    | 90,000    | 90,000    | 90,000    | 90,000    | 110,000   |
| Chemic./gases                  | 5,000      | 2,000     | 2,000     | 2,000     | 2,000     | 2,000     |
| Other misc.                    | 200,000    | 80,000    | 80,000    | 80,000    | 80,000    | 90,000    |
| Lead                           | 0.18       | 0.06      | 0.06      | 0.06      | 0.06      | 0.07      |
| Cadmium                        | 54.1       | 18.9      | 17.6      | 18.2      | 17.9      | 21.1      |
| Pb                             | 63.1       | 22        | 20.5      | 21.3      | 20.9      | 24.6      |
| H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> | 36.7       | 12.8      | 11.9      | 12.4      | 12.2      | 14.3      |
| Paints                         | 20,821     | 7,269     | 6,776     | 7,022     | 6,899     | 8,131     |
| TBT                            | 541        | 189       | 176       | 182       | 179       | 211       |
| R22/F12                        | 406        | 142       | 132       | 137       | 134       | 158       |
| Asbestos                       | 3,155      | 1,101     | 1,027     | 1,064     | 1,045     | 1,232     |
| PVC                            | 4,507      | 1,573     | 1,467     | 1,520     | 1,493     | 1,760     |
| PCB                            | 0.006      | 0.002     | 0.002     | 0.002     | 0.002     | 0.002     |
| Hg                             | 0.007      | 0.002     | 0.002     | 0.002     | 0.002     | 0.003     |
| Oils                           | 142,118    | 49,615    | 46,251    | 47,933    | 47,092    | 55,502    |
| Oil sludge                     | 1,312,341  | 458,155   | 427,093   | 442,624   | 434,859   | 512,512   |
| Total                          | 18,412,043 | 6,425,098 | 5,989,972 | 6,197,534 | 6,088,752 | 7,196,566 |

## 2.2 微細粒鋼材開発に関する従来研究

結晶粒微細化技術は、強度と靱性を共に向上させることのできる組織制御方法として、12 年程前から国家プロジェクトとして大規模に推進されてきた。特に、新エネルギー・産業技術総合開発機構の委託研究として 1997 年から 5 年間、財団法人金属系材料研究開発センターが行った「メゾスコピック組織制御材料創製技術の研究開発・鉄系スーパーメタル」（以下、スーパーメタルと称す）や独立行政法人物質材料研究機構の超鉄鋼研究センターによって 1997 年から 9 年間行われた「超鉄鋼プロジェクト」と 2000 年から 5 年間行われた「リサイクル鉄の超鉄鋼化」（以下、超鉄鋼と称す）などがあげられる。

スーパーメタルでは、 $1\mu\text{m}$  程度以下の超微細結晶粒を得るための三種類のプロセスが提案された。Fig.2-1 にスーパーメタルで提案されたプロセスの模式図を示す。すなわち、(I) 準安定オーステナイト（以下、 $\gamma$  と称す）領域（ $500^{\circ}\text{C}\sim 700^{\circ}\text{C}$ ）での大歪加工、(II) フェライト/オーステナイト（以下、 $\alpha/\gamma$  と称す）やフェライト/セメンタイト（以下、 $\alpha/\theta$  と称す）など複相組織状態（ $\sim 700^{\circ}\text{C}$ ）での大歪加工、そして (III) 逆変態・正変態と組み合わせた  $\alpha$  の温間域大歪加工である。これらは、変態/再結晶の駆動力を効率的に高め、核の生成密度を飛躍的に増大させること、ならびに生成した核の粒成長を徹底的に抑制することを極限まで追及した結果、導かれた [2-6,7]。

超鉄鋼では、 $\gamma$  領域での大歪加工における  $\gamma$  粒径の影響が研究され、より小さな塑性歪で微細なフェライト（以下、 $\alpha$  と称する）粒径を得るためには、より小さな  $\gamma$  粒径が好ましいことが分かった [2-8]。また、 $\alpha/\theta$  の複相組織状態において高歪速度および低温の温度補償歪速度因子が高い条件下で大歪加工（圧下率 33~78%）を多パス 2 方向圧延で実施し、 $1\mu\text{m}$  程度以下の超微細結晶粒を有する 18mm 厚鋼板が試作された [2-9]。

上記プロジェクトの他にも、長谷川ら [2-10] や白幡ら [2-11] は、 $\gamma$  均一組織圧下した後、 $\gamma$  分率 90% 以下の温度（例えば  $500\sim 650^{\circ}\text{C}$ ）まで冷却後昇温し、 $\gamma$  分率 10~20% の温度（例えば  $750^{\circ}\text{C}$ ）で圧下率 50% の 1 パス圧下加工後急冷する加工熱処理によって、等軸微細な粒径  $2\mu\text{m}$  程度の結晶粒が得られることを報告し、SUF (Surface layer with Ultra Fine grained microstructure) 鋼板の工業的規模生産を可能にした細粒化機構を明らかにした。これは昇温過程で加工を受けた  $\alpha$  相が、急冷前に再結晶で微細化したと推察されている。

上述の研究における発明を含め、結晶粒径  $1\mu\text{m}$  程度の鋼板を作製する細粒化手法として、いくつかの特許出願が公開されている。例えば、特許公開 2001-234242 号公報記載の製造方法は、 $550^{\circ}\text{C}\sim (\text{Ac}1 \text{ 変態点}+30^{\circ}\text{C})$  の温度で 1 パスの圧下率が 30% 以上で歪速度  $0.1/\text{sec}$  以上の圧延を行うことを提案している。また、特許公開 2007-046128 号公報記載の製造方法は、 $(\text{Ae}3 \text{ 変態点}-60^{\circ}\text{C})$  以上  $(\text{Ae}3 \text{ 変態点}+20^{\circ}\text{C})$  未満の温度で 35~60% の 1 パス圧延を行うことを提案している。さらに、特許公開 2007-321230 号公報記載の製造方法は、 $700^{\circ}\text{C}$  超、 $\text{Ac}3$  変態点以下の温度で圧下率 30% 以上の圧延を行うことを提案している。そして、特許公開平 11-181546 号公報記載の製造方法は、 $(\text{Ac}1 \text{ 変態点}-100^{\circ}\text{C})$  以上の温



度から熱間加工を開始又は再開して、(Ac3 変態点-100°C) ~Ac3 変態点の範囲で熱間加工を終了し、引き続いて当該表層領域を Ac3 変態点以上に復熱させることなく冷却することを提案している。

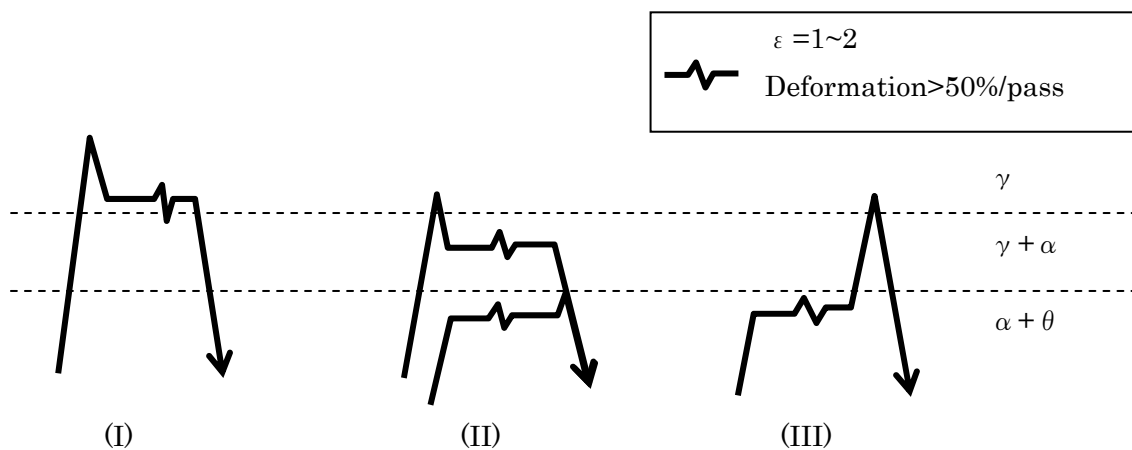


Fig.2-1 スーパーメタルで提案されたプロセスの模式図

## 2.3 新プロセス検討の目的

先に述べた従来の結晶粒微細化プロセスの多くは 500℃～700℃の低温域で累積圧下率 50%以上の大歪加工を施す必要があるなど、工業化に至るには圧延設備への大規模な投資が不可欠である。また、低温域大歪加工は、セパレーションの原因と考えられる {100}、{111} の集合組織を発達させる。セパレーションとは、衝撃荷重により厚鋼板の圧延面に平行な断面内に発生する剥離状形態の割れを意味する。このセパレーションが発生する厚鋼板は、圧延方向や幅方向に比べ板厚方向の衝撃荷重に対する吸収エネルギーを高水準に維持することが通常困難となる。そのため、船体用鋼板においても過度にセパレーションが発生する厚鋼板を使用することはできず、その許容可能値は 0.50/mm 以下とされる[2-12]。松田ら[2-13]は、圧延面に平行且つほぼ同一の結晶面を持つ結晶粒の集団（結晶学的コロニー）が隣接して分布すれば、それぞれのコロニーの塑性異方性によって割れが発生することを指摘した。これに基づけば、圧延面に平行な結晶粒を等軸化することでセパレーションの発生を抑制することができると考えられる。

また、先に述べた既往プロセスで製造される高強度鋼の多くは、高窒素含有鋼を対象としておらず、電気炉溶解過程で窒素ガスを吸収する電気炉溶製鋼などの高窒素含有鋼を原料とする場合は、細粒化等のマイクロ組織制御を行わない限り脱窒素処理が必要となる。山根ら[2-2]は、結晶粒径約 20 μm の普通圧延鋼と結晶粒径約 3～5 μm の制御圧延鋼の 0℃における Charpy 衝撃吸収エネルギーは、いずれも N 含有量増加に伴って減少するものの、普通圧延鋼に比べ制御圧延鋼の吸収エネルギーが 2 倍程度高いことを示した。

ここで、一般的な TMCP によって製造された結晶粒径 10 μm を仮に 5 μm まで細粒化したとすれば、N 濃度が 0.02 質量%であっても、%Si=0.2 と %pearlite=0.015 と %Mn=1.0 の仮定の下、Eq. (2-1) から DBTT は -73℃となり、降伏強度 YS と引張強度 TS に関する Pickering[2-5]の式 Eq. (2-2) と Eq. (2-3) [2-14]から YS は 400MPa、TS は 450MPa と試算された。

$$YS(\text{MPa}) = 15.4[3.5 + 2.1(\%Mn) + 5.4(\%Si) + 23(\sqrt{\%N}) + 1.13d^{-1/2}] \quad (2-2)$$

$$TS(\text{MPa}) = 15.4[19.1 + 1.8(\%Mn) + 5.4(\%Si) + 0.25(\%pearlite) + 0.5d^{-1/2}] \quad (2-3)$$

ここで、d は結晶粒径[mm]を意味する。

ところで、汎用的に製造されている船体用高張力鋼板には、(財)日本海事協会の規定材料として KD32 や KD36 がある[2-1]。それぞれで要求される機械的特性は、KD32 が YS315MPa 以上、TS440MPa 以上、KD36 が YS355MPa 以上、TS490MPa 以上となっている。Fig.2-2 には、3 種類の制御圧延・制御冷却 (TypeI～III) で製造された KD36 の吸収エネルギー遷移曲線と 50%破面遷移温度  $vTrs$  の Mn/C 依存性を示す[2-15]。吸収エネル

ギー遷移温度  $vTrE$  の最低値は  $-75^{\circ}\text{C}$  と実測され、 $vTrs$  の最低値は図中の TypeI で  $-70^{\circ}\text{C}$  を示した。

以上の考察から、平均結晶粒径が  $5\mu\text{m}$  程度の等軸細粒鋼を製造する加工熱処理プロセスの検討を通して、YS が  $355\text{MPa}$  以上、TS が  $490\text{MPa}$  以上の高強度鋼で、且つ、脆性延性エネルギー遷移温度と脆性延性破面遷移温度が  $-70^{\circ}\text{C}$  以下で、特にシャルピー衝撃試験におけるセパレーション指数が  $0.50/\text{mm}$  以下で靱性異方性に優れ、主に船舶、橋梁、建築、建設機械などの鋼構造物に使用される板厚  $15\text{mm}$  以上の厚鋼板を製造する加工熱処理プロセスを検討目的とした。

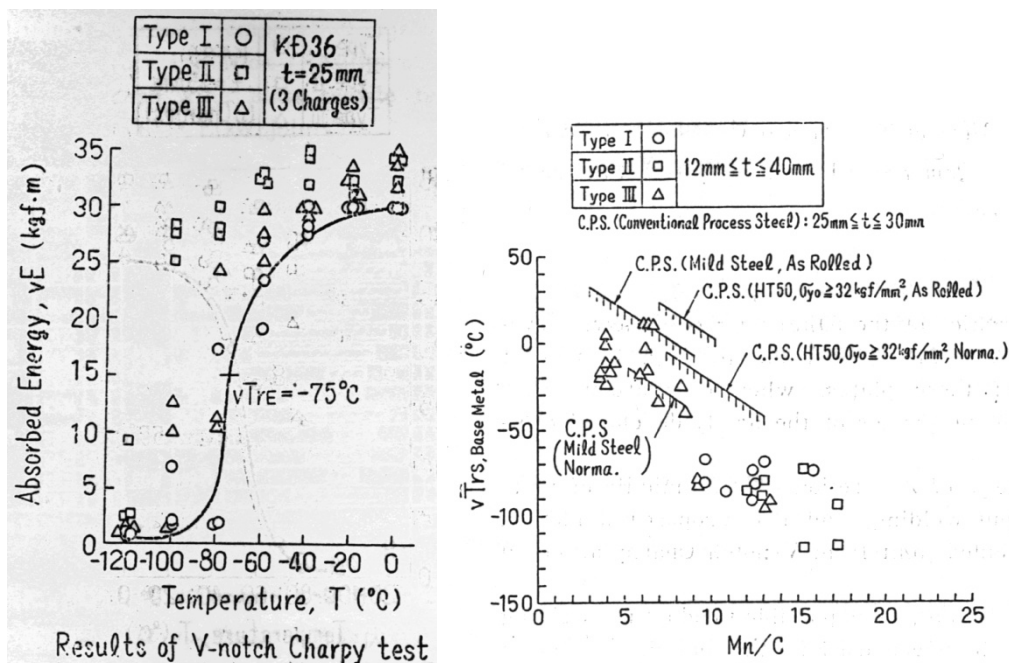


Fig.2-2 船体用高張力鋼板の吸収エネルギー遷移曲線と  $vTrs$  の Mn/C 依存性[2-15]

## 2.4 新プロセスの検討

新しい加工熱処理プロセスの検討は、富士電波工機製 Thermecmaster-Z（以下、加工熱処理再現装置と称す）を用いた基礎実験を通して有力なプロセスを選定した上で、独立行政法人物質・材料研究機構の圧延設備を用いた実験室規模の鋼板の試作を通して、先に選定したプロセスの有効性を確認した。

### 2.4.1 加工熱処理再現装置による検討

ここでは、加工熱処理再現装置を用いたプロセスの検討について説明する。Fig.2-3 に基礎実験の概要を図示する。ここに示す通り、2.4.1.1 で後述する試験片に対して、加工熱処理再現装置を用いて 2.4.1.2 で説明する加工熱処理を施し、高さ方向に切断した断面の中央部を観察した。ここで、圧下方向を T 方向、圧下に垂直な方向を V 方向とした。

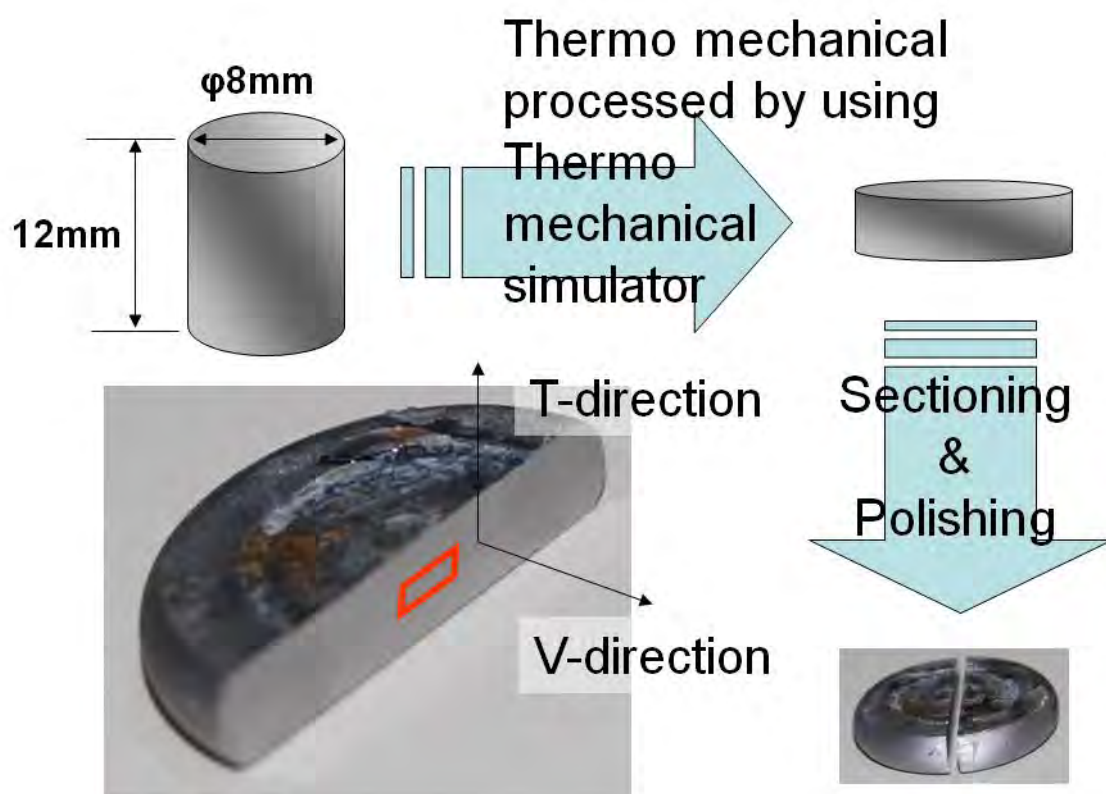


Fig.2-3 基礎実験方法の概要

#### 2.4.1.1 供試鋼材

2.1 の考察から実験に用いた試験片の化学成分は、廃船鋼材を電気炉溶解することを想定し、降伏強度 355MPa 級の造船用高張力鋼相当の成分に電炉プロセスによる N 濃度増加分を仮定して、Table2-2 に示すようなものとした。

Table2-2 の化学成分を有する鋼片を真空溶解炉で溶製して 25kg のインゴットとした。このインゴットを 1200℃に加熱後 1h 保持し、1000℃から圧延を開始して板厚 20mm になった時点で空冷して供試鋼とした。この供試鋼から板厚方向を高さ方向とする  $\phi 8 \times 12\text{mm}$  の円柱片を切出して試験片とした。

Table2-2 供試鋼材の化学成分 (mass %)

| <b>C</b>    | <b>Si</b>   | <b>Mn</b>   | <b>P</b>     | <b>S</b>      | <b>Al</b>    | <b>N</b>      |
|-------------|-------------|-------------|--------------|---------------|--------------|---------------|
| <b>0.15</b> | <b>0.20</b> | <b>0.97</b> | <b>0.016</b> | <b>0.0054</b> | <b>0.019</b> | <b>0.0151</b> |

## 2.4.1.2 ミクロ組織観察による詳細検討プロセス選定

### (a) 加工熱処理条件

検討したプロセスの加工熱処理条件を Table2-3~9 に、模式図を Fig.2-4~10 にそれぞれ示す。

Fig.2-4 のプロセス（以下、TMCP プロセスと称す）は、新規に提案するプロセスと比較するための従来の TMCP であり、試験片を室温から 120sec で  $\gamma$  均一相まで加熱後 600sec 保持し、10°C/sec で  $\gamma$  相高温域まで冷却後高さ方向に歪速度 10/sec の圧下率 50% で 1 パス圧下し、10°C/sec で  $\gamma$  相もしくは  $\alpha/\gamma$  二相域まで冷却したところで高さ方向に歪速度 10/sec の圧下率 50% で 1 パス圧下後、1~30°C/sec で 200°C まで冷却するというものである。

Fig.2-5 のプロセス（以下、スーパーメタルプロセスと称す）は、新規に提案するプロセスと比較するためのスーパーメタルプロセスの一つであり、試験片を室温から 120sec で  $\gamma$  均一相まで加熱後 600sec 保持し、30°C/sec で 200°C まで冷却したところで 60sec 保持後、5°C/sec で  $\alpha/\gamma$  二相域もしくは  $\gamma$  相まで加熱し、圧下率 70% で 1 パス圧下後 1~100sec 保持して最後に 200°C 以下まで急冷するというものである。

Fig.2-6 のプロセス（以下、二相低温域圧下プロセスと称す）は、試験片を室温から 120sec で  $\gamma$  均一相まで加熱後 600sec 保持し、高さ方向に歪速度 10/sec の圧下率 30% で 1 パス圧下後、30°C/sec で  $\alpha$  均一相まで冷却し、60~200sec 保持後 5°C/sec で  $\alpha/\gamma$  二相低温域まで加熱したところで高さ方向に歪速度 10/sec の累積圧下率 70% で 1~3 パス圧下し、5°C/sec で  $\alpha/\gamma$  二相域あるいは  $\gamma$  均一相まで再加熱後一定時間保持し、最後に 1~50°C/sec で 200°C 以下まで冷却するというものである。ただし、 $\gamma$  均一相圧下をしないプロセスや再加熱せずに冷却するプロセスもある。

Fig.2-7 のプロセス（以下、二相低温域圧下×2 プロセスと称す）は、二相低温域圧下プロセスの繰り返しであり、二相低温域圧下プロセスの  $\alpha/\gamma$  二相低温域圧下を累積圧下率 45% の 1~2 パス圧下とし、また最後の冷却を 500°C までとした上で、200sec 保持後 5°C/sec で  $\alpha/\gamma$  二相低温域まで加熱し、高さ方向に歪速度 10/sec の累積圧下率 45% で 1~2 パス圧下したところで、5°C/sec で  $\alpha/\gamma$  二相域まで再加熱後 10sec 保持して最後に 30°C/sec で 200°C 以下まで冷却するというものである。

Fig.2-8 のプロセス（以下、 $\gamma$  相低温域圧下プロセスと称す）は、試験片を室温から 120sec で  $\gamma$  均一相まで加熱後 600sec 保持し、高さ方向に歪速度 10/sec の圧下率 30% で 1 パス圧下後、30°C/sec で  $\alpha$  均一相まで冷却し、200sec 保持後 5°C/sec で  $\alpha/\gamma$  二相低温域まで加熱したところで 10sec 保持し、30°C/sec で  $\gamma$  相低温域まで冷却後累積圧下率 70% で 1~2 パス圧下して最後に 30°C/sec で 200°C 以下まで冷却するというものである。

Fig.2-9 のプロセス（以下、 $\gamma$  相低温域圧下×2 プロセスと称す）は、 $\gamma$  相低温域圧下プロセスの繰り返しであり、 $\gamma$  相低温域圧下プロセスの最後の冷却を 500°C までとした上で、

200sec 保持後 5°C/sec で  $\alpha/\gamma$  二相低温域まで加熱し、30°C/sec で  $\gamma$  相低温域まで冷却後累積圧下率 70%で 1~2 パス圧下して最後に 30°C/sec で 200°C以下まで冷却するというものである。

Fig.2-10 のプロセス（以下、二相低温域圧下+ $\gamma$ 相低温域圧下プロセスと称す）は、二相低温域圧下プロセスと $\gamma$ 相低温域圧下プロセスを組み合わせたプロセスであり、二相低温域圧下プロセスの $\alpha/\gamma$ 二相低温域圧下を累積圧下率 45%の 1~2 パス圧下とし、また最後の冷却を $\gamma$ 相低温域までとした上で、累積圧下率 45%で 1~2 パス圧下後、30°C/sec で 200°C以下まで冷却するというものである。

ここにおいて、圧下の前と後には、それぞれ 10sec と 1sec の待ち時間を設け、圧下率は±5%、温度は±5°Cでそれぞれ制御した。また、圧下のパス回数を増やした場合は、累積圧下率が 1 パスの圧下率と同じになるように、1 パス 70%の場合、2 パスでは 45%圧下を 2 回、3 パスでは 33%圧下を 3 回とし、その間隔は Table に記載がない場合は 10sec とした。

Table2-3 比較 TMCP プロセス

| No. | 加熱         |          |         | 冷却<br>速度<br>°C/s | 圧下       |          | 冷却<br>速度<br>°C/s | 圧下       |          | 冷却         |          | 全圧下<br>% |
|-----|------------|----------|---------|------------------|----------|----------|------------------|----------|----------|------------|----------|----------|
|     | 速度<br>°C/s | 温度<br>°C | 保持<br>s |                  | 温度<br>°C | 圧下率<br>% |                  | 温度<br>°C | 圧下率<br>% | 速度<br>°C/s | 温度<br>°C |          |
| 1-1 | 10         | 1200     | 600     | 10               | 1000     | 50       | 10               | 800      | 50       | 30         | 200      | 75       |
| 1-2 | "          | "        | "       | "                | "        | "        | "                | "        | "        | 10         | "        | "        |
| 1-3 | "          | "        | "       | "                | "        | "        | "                | "        | "        | 3          | "        | "        |
| 1-4 | "          | "        | "       | "                | "        | "        | "                | "        | "        | 1          | "        | "        |
| 1-5 | "          | "        | "       | "                | "        | "        | "                | 750      | "        | 10         | "        | "        |
| 1-6 | "          | "        | "       | "                | "        | "        | "                | 700      | "        | "          | "        | "        |
| 1-7 | "          | "        | "       | "                | "        | "        | "                | 650      | "        | "          | "        | "        |

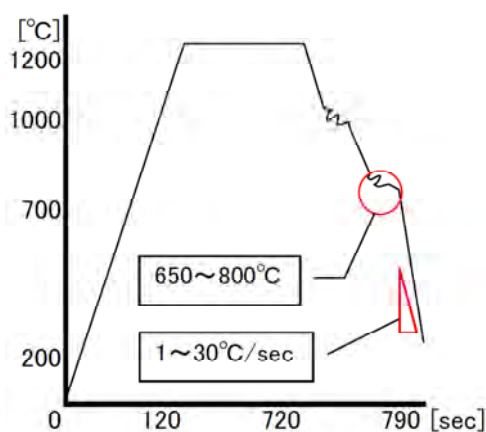


Fig.2-4 比較 TMCP プロセス

Table2-4 比較スーパーメタルプロセス

| No. | 加熱         |          |         | 冷却         |          |         | 加熱<br>速度<br>°C/s | 圧下       |          |         | 冷却         |          | 全圧下<br>% |
|-----|------------|----------|---------|------------|----------|---------|------------------|----------|----------|---------|------------|----------|----------|
|     | 速度<br>°C/s | 温度<br>°C | 保持<br>s | 速度<br>°C/s | 温度<br>°C | 保持<br>s |                  | 温度<br>°C | 圧下率<br>% | 保持<br>s | 速度<br>°C/s | 温度<br>°C |          |
| 2-1 | 7.33       | 880      | 600     | 30         | 200      | 60      | 5                | 700      | 70       | 1       | Q          | 200      | 70       |
| 2-2 | "          | "        | "       | "          | "        | "       | "                | 750      | "        | "       | "          | "        | "        |
| 2-3 | "          | "        | "       | "          | "        | "       | "                | 800      | "        | "       | "          | "        | "        |
| 2-4 | "          | "        | "       | "          | "        | "       | "                | 850      | "        | "       | "          | "        | "        |
| 2-5 | "          | "        | "       | "          | "        | "       | "                | 750      | "        | 10      | "          | "        | "        |
| 2-6 | "          | "        | "       | "          | "        | "       | "                | "        | "        | 100     | "          | "        | "        |

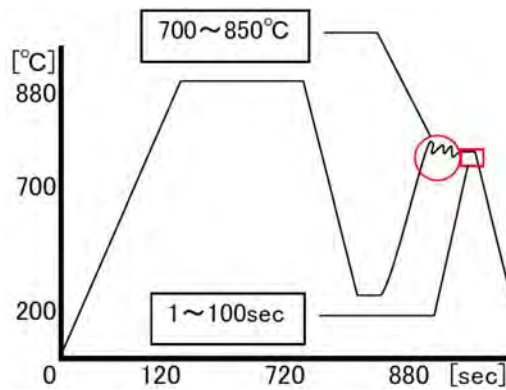


Fig.2-5 比較スーパーメタルプロセス

Table2-5 二相低温域圧下プロセス

| No.  | 加熱         |          |         | 圧下<br>圧下率<br>% | 冷却         |          |         | 加熱<br>速度<br>°C/s | 温度<br>°C | 圧下<br>圧下率<br>% | 分割間隔<br>s | 加熱         |          |         | 冷却         |          | 全圧下<br>% |
|------|------------|----------|---------|----------------|------------|----------|---------|------------------|----------|----------------|-----------|------------|----------|---------|------------|----------|----------|
|      | 速度<br>°C/s | 温度<br>°C | 保持<br>s |                | 速度<br>°C/s | 温度<br>°C | 保持<br>s |                  |          |                |           | 速度<br>°C/s | 温度<br>°C | 保持<br>s | 速度<br>°C/s | 温度<br>°C |          |
| 3-2  | 7.33       | 880      | 600     | 30             | 30         | 500      | 200     | 5                | 750      | 70             | 0         | 5          | 850      | 10      | 30         | 200      | 79       |
| 3-3  | "          | "        | "       | "              | "          | "        | "       | "                | "        | "              | "         | "          | 800      | "       | "          | "        | "        |
| 3-4  | "          | "        | "       | "              | "          | "        | "       | "                | "        | "              | "         | "          | 825      | "       | "          | "        | "        |
| 3-5  | "          | "        | "       | "              | "          | "        | "       | "                | "        | "              | "         | "          | 875      | "       | "          | "        | "        |
| 3-6  | "          | "        | "       | "              | "          | "        | "       | "                | "        | "              | "         | "          | 900      | "       | "          | "        | "        |
| 3-7  | "          | "        | "       | "              | "          | "        | "       | "                | "        | 30             | "         | "          | 850      | "       | "          | "        | 51       |
| 3-8  | "          | "        | "       | "              | "          | "        | "       | "                | "        | 50             | "         | "          | "        | "       | "          | "        | 65       |
| 3-9  | "          | "        | "       | "              | "          | "        | "       | "                | "        | 45+45          | 10        | "          | "        | "       | "          | "        | 79       |
| 3-10 | "          | "        | "       | "              | "          | "        | "       | "                | "        | 33+33+33       | "         | "          | "        | "       | "          | "        | "        |
| 8-5  | "          | "        | "       | "              | "          | "        | "       | 700              | 70       | 0              | "         | "          | "        | "       | "          | "        | "        |
| 8-6  | "          | "        | "       | "              | "          | "        | "       | 775              | "        | "              | "         | "          | "        | "       | "          | "        | "        |
| 8-7  | "          | "        | "       | "              | "          | "        | "       | 800              | "        | "              | "         | "          | "        | "       | "          | "        | "        |
| 9-7  | "          | "        | "       | "              | "          | "        | "       | 750              | 33+33+33 | 10             | "         | "          | "        | 100     | "          | "        | "        |
| 9-8  | "          | "        | "       | "              | "          | "        | "       | "                | "        | "              | "         | "          | "        | 600     | "          | "        | "        |
| 9-9  | "          | "        | "       | "              | "          | "        | "       | "                | "        | "              | "         | "          | "        | "       | 1          | "        | "        |
| 9-10 | "          | "        | "       | "              | "          | "        | "       | "                | "        | "              | "         | "          | "        | "       | 5          | "        | "        |
| 9-11 | "          | "        | "       | "              | "          | "        | "       | "                | "        | "              | "         | "          | "        | "       | 20         | "        | "        |
| 9-12 | "          | "        | "       | "              | "          | "        | "       | "                | "        | "              | "         | "          | "        | "       | 50         | "        | "        |
| 10-1 | "          | "        | "       | "              | "          | "        | "       | "                | "        | 1              | "         | "          | "        | 100     | 30         | "        | "        |
| 10-2 | "          | "        | "       | "              | "          | "        | "       | "                | "        | 5              | "         | "          | "        | "       | "          | "        | "        |
| 10-3 | "          | "        | "       | "              | "          | "        | "       | "                | "        | 20             | "         | "          | "        | "       | "          | "        | "        |
| 10-4 | "          | "        | "       | "              | "          | "        | "       | "                | "        | 40             | "         | "          | "        | "       | "          | "        | "        |



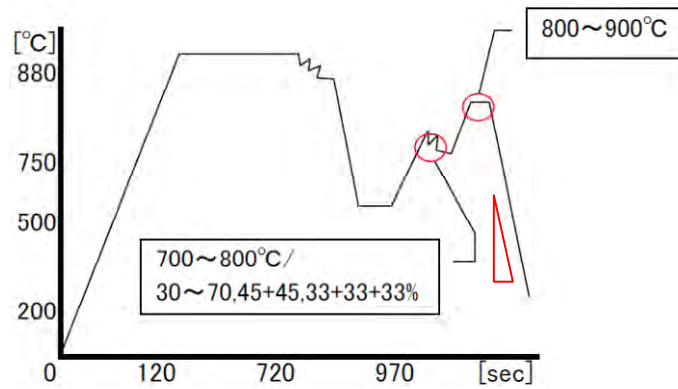


Fig.2-6 二相低温域圧下プロセス

Table2-6 二相低温域圧下×2 プロセス

| No. | 加熱         |          |         | 圧下<br>圧下率<br>% | 冷却         |          |         | 加熱         |          |         | 圧下<br>圧下率<br>% | 冷却         |          |         | 加熱  | 温度<br>保持 | 速度<br>温度 | 冷却  | 全圧下<br>% |            |          |         |            |          |         |
|-----|------------|----------|---------|----------------|------------|----------|---------|------------|----------|---------|----------------|------------|----------|---------|-----|----------|----------|-----|----------|------------|----------|---------|------------|----------|---------|
|     | 速度<br>°C/s | 温度<br>°C | 保持<br>s |                | 速度<br>°C/s | 温度<br>°C | 保持<br>s | 速度<br>°C/s | 温度<br>°C | 保持<br>s |                | 速度<br>°C/s | 温度<br>°C | 保持<br>s |     |          |          |     |          | 速度<br>°C/s | 温度<br>°C | 保持<br>s | 速度<br>°C/s | 温度<br>°C | 保持<br>s |
| 4-1 | 120        | 880      | 600     | 30             | 30         | 500      | 200     | 5          | 750      | 45      | 5              | 850        | 10       | 30      | 500 | 200      | 5        | 750 | 45       | 5          | 850      | 10      | 30         | 200      | 79      |
| 4-2 | "          | "        | "       | "              | "          | "        | "       | "          | 700      | 26+26   | "              | "          | "        | "       | "   | "        | "        | 700 | 26+26    | "          | "        | "       | "          | "        | "       |
| 4-3 | "          | "        | "       | "              | "          | "        | "       | "          | 750      | "       | "              | "          | "        | "       | "   | "        | "        | 750 | "        | "          | "        | "       | "          | "        | "       |
| 4-4 | "          | "        | "       | "              | "          | "        | "       | "          | 875      | "       | "              | "          | "        | "       | "   | "        | "        | 875 | "        | "          | "        | "       | "          | "        | "       |

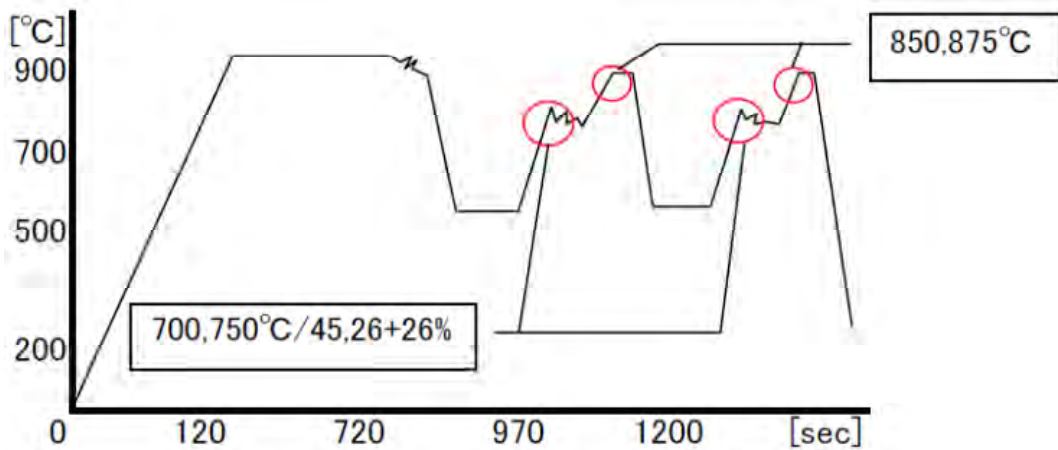


Fig.2-7 二相低温域圧下×2 プロセス

Table2-7  $\gamma$ 相低温域圧下プロセス

| No. | 加熱         |          |         | 圧下<br>圧下率<br>% | 冷却         |          |         | 加熱         |          |         | 圧下<br>圧下率<br>% | 冷却         |          |         | 全圧下<br>% |            |
|-----|------------|----------|---------|----------------|------------|----------|---------|------------|----------|---------|----------------|------------|----------|---------|----------|------------|
|     | 速度<br>°C/s | 温度<br>°C | 保持<br>s |                | 速度<br>°C/s | 温度<br>°C | 保持<br>s | 速度<br>°C/s | 温度<br>°C | 保持<br>s |                | 速度<br>°C/s | 温度<br>°C | 保持<br>s |          | 速度<br>°C/s |
| 5-1 | 120        | 880      | 600     | 30             | 30         | 500      | 200     | 5          | 850      | 10      | 30             | 650        | 70       | 30      | 200      | 79         |
| 5-2 | "          | "        | "       | "              | "          | "        | "       | "          | "        | "       | "              | 700        | "        | "       | "        | "          |
| 5-3 | "          | "        | "       | "              | "          | "        | "       | "          | "        | "       | "              | 650        | 45+45    | "       | "        | "          |

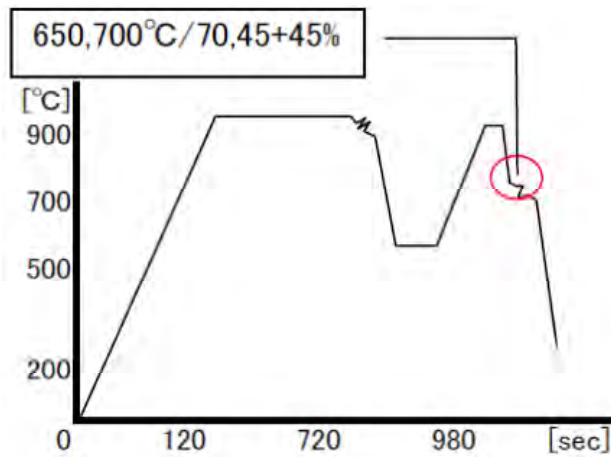


Fig.2-8  $\gamma$ 相低温域圧下プロセス

Table2-8  $\gamma$ 相低温域圧下×2プロセス

| No. | 加熱         |          |         | 圧下率 | 冷却         |          |         | 速度 | 加熱         |          |         | 圧下率 | 冷却         |          |         | 速度  | 加熱         |          |         | 圧下率   | 冷却         |          |         | 全圧下 |
|-----|------------|----------|---------|-----|------------|----------|---------|----|------------|----------|---------|-----|------------|----------|---------|-----|------------|----------|---------|-------|------------|----------|---------|-----|
|     | 速度<br>°C/s | 温度<br>°C | 保持<br>s |     | 速度<br>°C/s | 温度<br>°C | 保持<br>s |    | 速度<br>°C/s | 温度<br>°C | 保持<br>s |     | 速度<br>°C/s | 温度<br>°C | 保持<br>s |     | 速度<br>°C/s | 温度<br>°C | 保持<br>s |       | 速度<br>°C/s | 温度<br>°C | 保持<br>s |     |
| 6-1 | 120        | 880      | 600     | 30  | 30         | 500      | 200     | 5  | 850        | 10       | 30      | 850 | 45         | 30       | 500     | 200 | 5          | 850      | 30      | 650   | 45         | 30       | 200     | 79  |
| 6-2 | "          | "        | "       | "   | "          | "        | "       | "  | "          | "        | "       | 700 | "          | "        | "       | "   | "          | "        | 700     | "     | "          | "        | "       | "   |
| 6-3 | "          | "        | "       | "   | "          | "        | "       | "  | "          | "        | "       | 650 | 26+26      | "        | "       | "   | "          | "        | 650     | 26+26 | "          | "        | "       | "   |
| 6-4 | "          | "        | "       | "   | "          | "        | "       | "  | 875        | "        | "       | 700 | "          | "        | "       | "   | "          | 875      | "       | 700   | "          | "        | "       | "   |

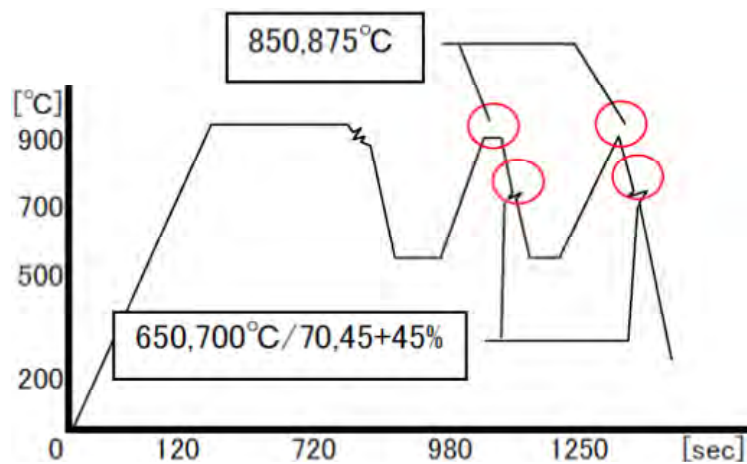


Fig.2-9  $\gamma$ 相低温域圧下×2プロセス

Table2-9 二相低温域圧下+ $\gamma$ 相低温域圧下プロセス

| No. | 加熱         |          |         | 圧下率 | 冷却         |          |         | 速度 | 加熱         |          |         | 圧下率 | 冷却         |          |         | 速度 | 加熱         |          |         | 圧下率 | 冷却         |          |         | 全圧下 |
|-----|------------|----------|---------|-----|------------|----------|---------|----|------------|----------|---------|-----|------------|----------|---------|----|------------|----------|---------|-----|------------|----------|---------|-----|
|     | 速度<br>°C/s | 温度<br>°C | 保持<br>s |     | 速度<br>°C/s | 温度<br>°C | 保持<br>s |    | 速度<br>°C/s | 温度<br>°C | 保持<br>s |     | 速度<br>°C/s | 温度<br>°C | 保持<br>s |    | 速度<br>°C/s | 温度<br>°C | 保持<br>s |     | 速度<br>°C/s | 温度<br>°C | 保持<br>s |     |
| 7-1 | 120        | 880      | 600     | 30  | 30         | 500      | 200     | 5  | 700        | 45       | 5       | 850 | 10         | 30       | 700     | 45 | 30         | 200      | 45      | 30  | 200        | 79       |         |     |
| 7-2 | "          | "        | "       | "   | "          | "        | "       | "  | 750        | "        | "       | "   | "          | "        | "       | "  | "          | "        | "       | "   | "          | "        | "       |     |
| 7-3 | "          | "        | "       | "   | "          | "        | "       | "  | "          | "        | "       | "   | "          | "        | 650     | "  | "          | "        | "       | "   | "          | "        | "       |     |
| 7-4 | "          | "        | "       | "   | "          | "        | "       | "  | "          | "        | 26+26   | "   | "          | "        | "       | "  | "          | 26+26    | "       | "   | "          | "        | "       |     |

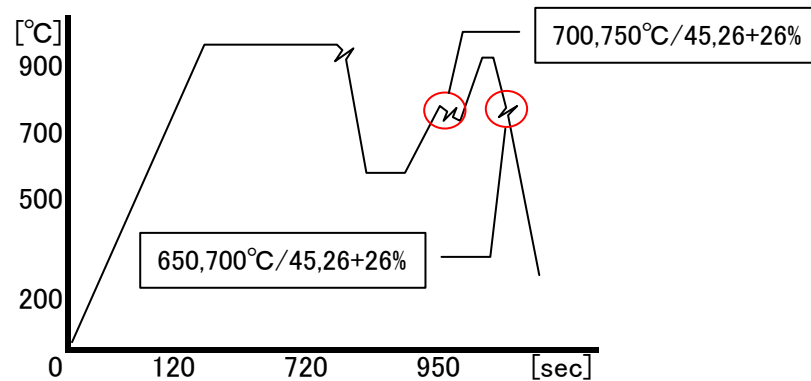


Fig.2-10 二相低温域圧下+ $\gamma$ 相低温域圧下プロセス

## (b) ミクロ組織観察方法

2.4.1.2 (a) の加工熱処理を施した試験片の高さ方向に切断し、その断面を最終的に  $0.25 \mu\text{m}$  ダイヤモンドペーストの機械研磨 (Metcon 製 Forcipol) で鏡面仕上げ (以下、研磨と称す) した上で、2%ナイトールに数秒間浸して腐食し、その中央部付近の長方形領域のミクロ組織をシステム工業顕微鏡 (オリンパス製 BX51M-33MB DP20-F-D) で観察し、一部はキーエンス製 VE-8800 の走査型電子顕微鏡 (以下、SEM と称す) でも観察した。さらに、一部の試験片は、最終的に電解研磨や日本電子製 Cross Section Polisher SM-09010 (以下、クロスセクションポリッシャと称す) [2-16] で仕上げた切断面の中央部付近の縦  $20 \mu\text{m}$   $\times$  横  $30 \mu\text{m}$  の長方形領域からスキャンステップ  $0.1 \mu\text{m}$  で TSL 製解析プログラム付属の日立製 S-4200 の電界放出型走査電子顕微鏡/電子後方散乱回折 (以下、FE-SEM/EBSD と称す) で観察した。結晶粒は「方位差が  $5^\circ$  以下で 2 つ以上のピクセルが繋がっているもの」として認識した上で、Grain CI Standardization と Grain Dilation (iteration) でクリーンアップ処理を施し、CI 値が  $0.5$  以下のピクセルを解析対象から除外した。また、結晶は隣接結晶との粒界角度が  $15^\circ$  以上の粒界で囲まれている領域とし、視野の縁に掛かっている結晶も含めた。平均結晶粒径の一部は画像処理ソフト Paint.net ver.3.3x で結晶粒面積を 10 個程度測定して円相当径の平均値として算出した。他の観察像では、視野内の結晶粒を全て計数し、視野面積で除した上で、円相当径の平均値として算出した。ただし、視野の縁にかかっている結晶は半個として計数した。いずれの測定法でも同程度の直径が算出されたことを一部の観察像で確認した。

### (c) ミクロ組織観察の結果と考察

Fig.2-11~17 に上述した各条件を加工熱処理再現装置で実施した試験片中心部断面のミクロ組織を平均結晶粒径と共に示す。

Fig.2-11 より比較 TMCP プロセスの最後の冷却速度が遅くなるほど粗粒化し、層状化する傾向があることがわかる。また、圧下温度が低いほど細粒化する傾向があるが、650℃まで低下すると結晶粒は伸展し、細粒化傾向に限界があることがわかる。

Fig.2-12 より比較スーパーメタルプロセスの圧下温度が高いほど粗粒化し、圧下後保持時間が長くなるほど扁平化する傾向が認められた。

Fig.2-13,14 より二相低温域圧下プロセスと二相低温域圧下×2 プロセスの 2,3 度目の圧下温度が高いほど粗粒化・等軸化し、圧下率が大きいほど細粒化し、圧下回数が多いほど扁平化し、圧下回数間隔が 20sec 以上で粗粒化が顕著になり、圧下後再加熱温度が高いほど粗粒化し、圧下後再加熱温度保持時間が長いほど粗粒化し、最終冷却速度が 20℃/sec より遅いと粗粒化が顕著になる傾向が認められた。

Fig.2-15,16 より  $\gamma$  相低温域圧下プロセスと  $\gamma$  相低温域圧下×2 プロセスの 2,3 度目の圧下温度は 650℃より 700℃の方が細粒化し、圧下パス回数が多いほど粗粒化する傾向が認められた。

Fig.2-17 より二相低温域圧下+ $\gamma$  相低温域圧下プロセスの 2 度目の圧下温度は 700℃より 750℃の方が粗粒化し、3 度目の圧下温度は 700℃より 650℃の方が細粒化し、圧下パス回数が多いほど粗粒化する傾向が認められた。

二相低温域圧下×2 プロセスは、二相低温域圧下プロセスを繰り返しているにもかかわらず、二相低温域圧下プロセスの粒径と比べて顕著な細粒化が認められなかった。 $\gamma$  相低温域圧下プロセスは、低温大歪圧下を要するにもかかわらず、二相低温域圧下プロセスの粒径と比べて顕著な細粒化が認められなかった。 $\gamma$  相低温域圧下×2 プロセスは、 $\gamma$  相低温域圧下プロセスを繰り返しているにもかかわらず、二相低温域圧下プロセスの粒径と比べて顕著な細粒化が認められなかった。二相低温域圧下+ $\gamma$  相低温域圧下プロセスは、二相低温域圧下プロセスと  $\gamma$  相低温域圧下プロセスを組み合しているにもかかわらず、二相低温域圧下プロセスの粒径と比べて顕著な細粒化が認められなかった。また、二相低温域圧下プロセス以外のプロセスは、粒形状が扁平なことから、より靱性の異方性が発現し易いと考えられた。

以上の考察から、二相低温域圧下プロセスを有力なプロセスして選定し、より詳細に検討することにした。

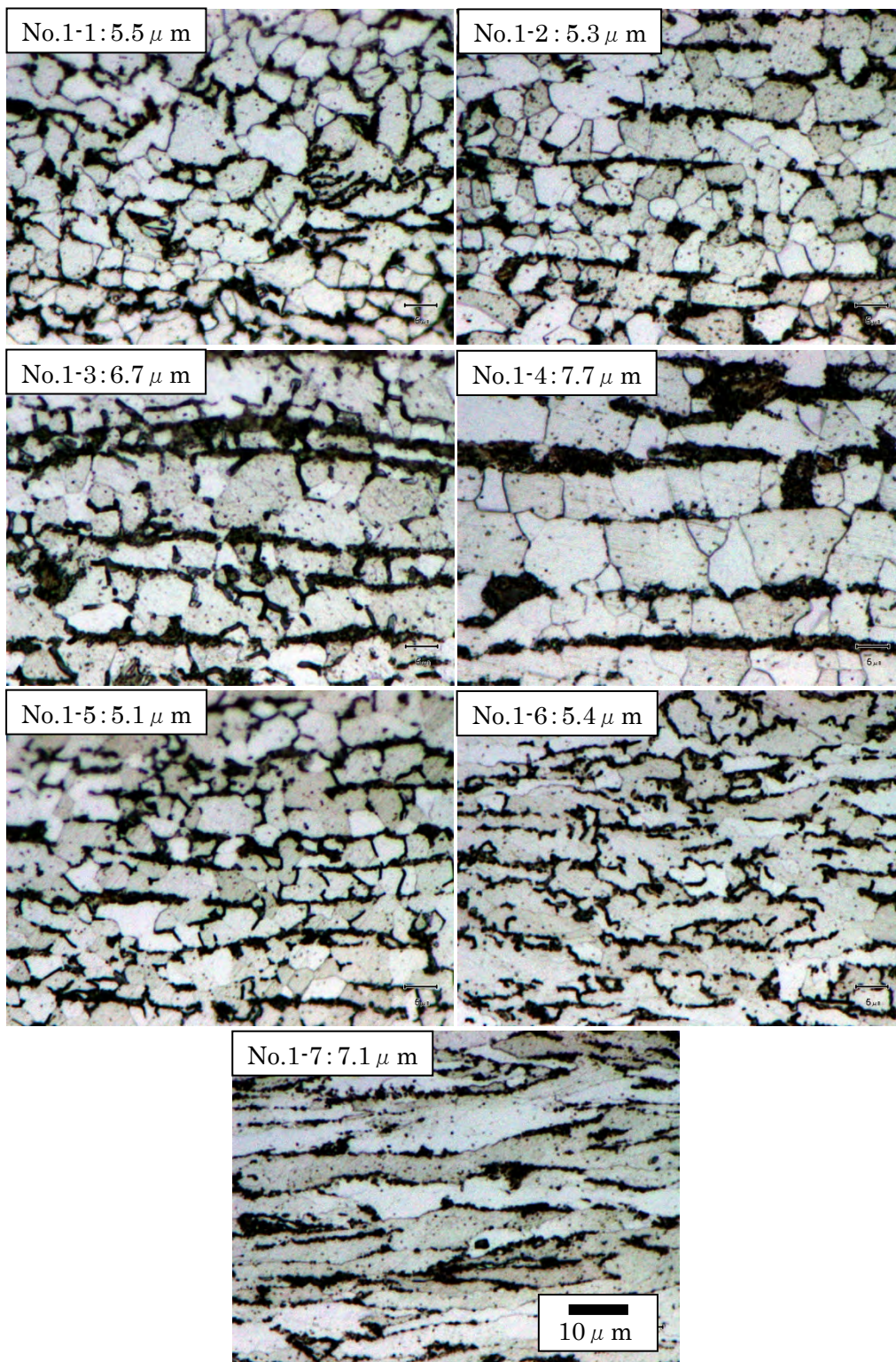


Fig.2-11 比較 TMCP プロセスのマイクロ組織

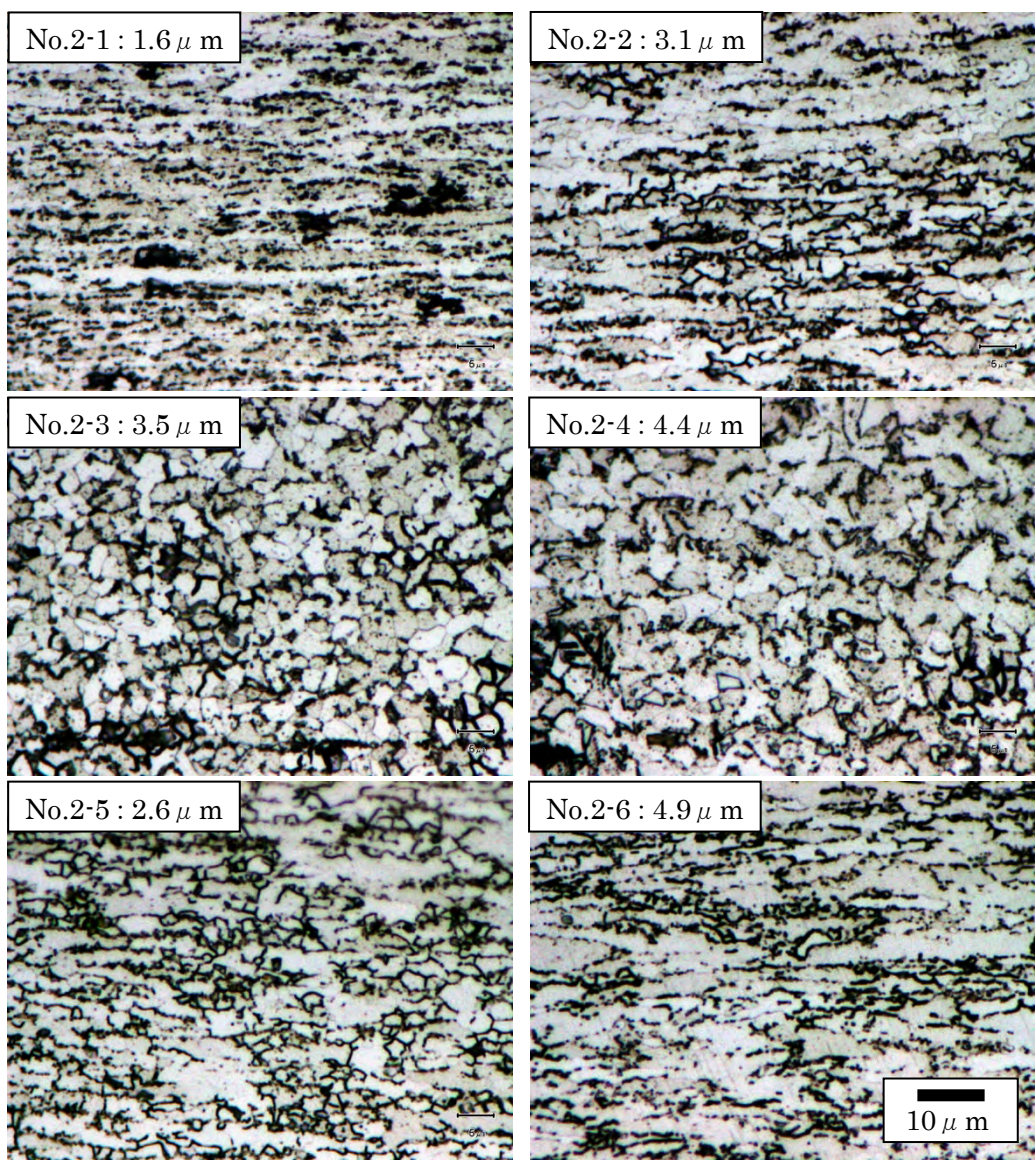


Fig.2-12 比較スーパーメタルプロセスのマイクロ組織

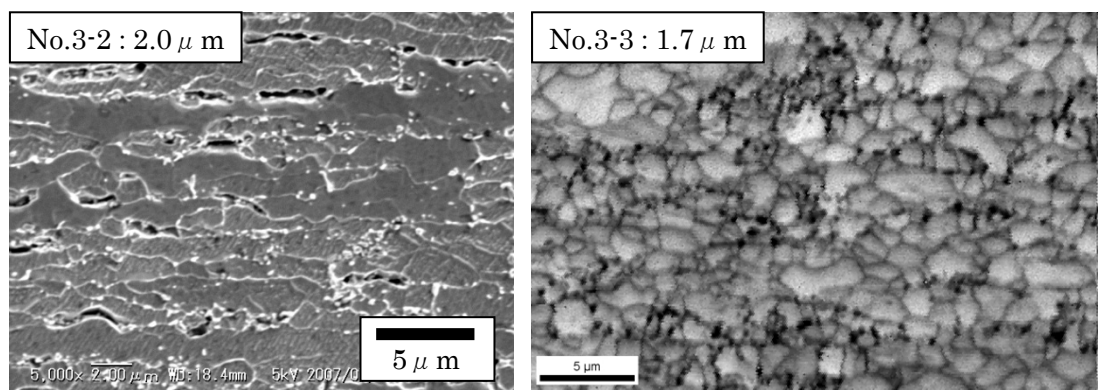


Fig.2-13 二相低温域圧下プロセスのマイクロ組織

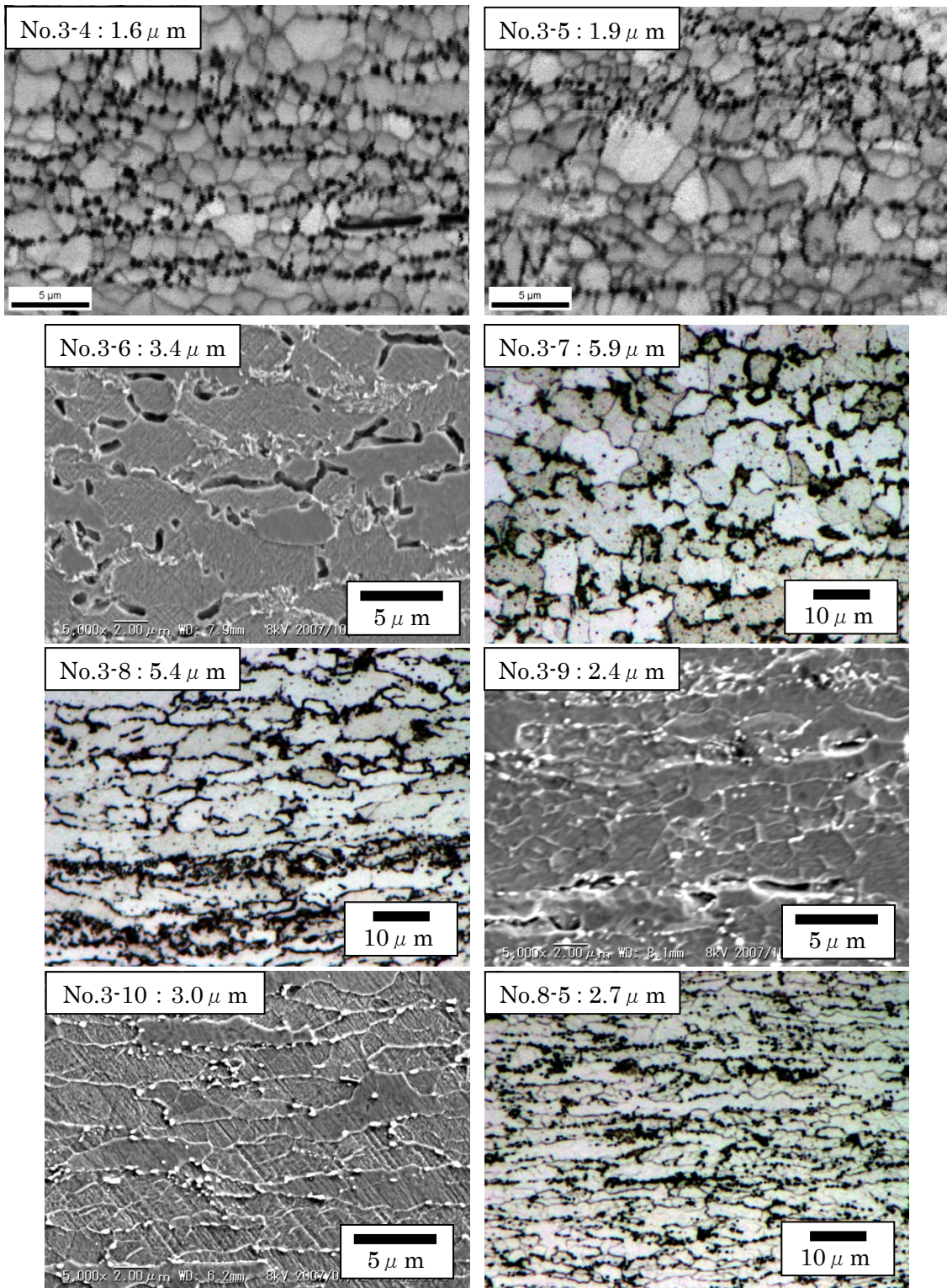


Fig.2-13 (続) 二相低温域圧下プロセスのマイクロ組織

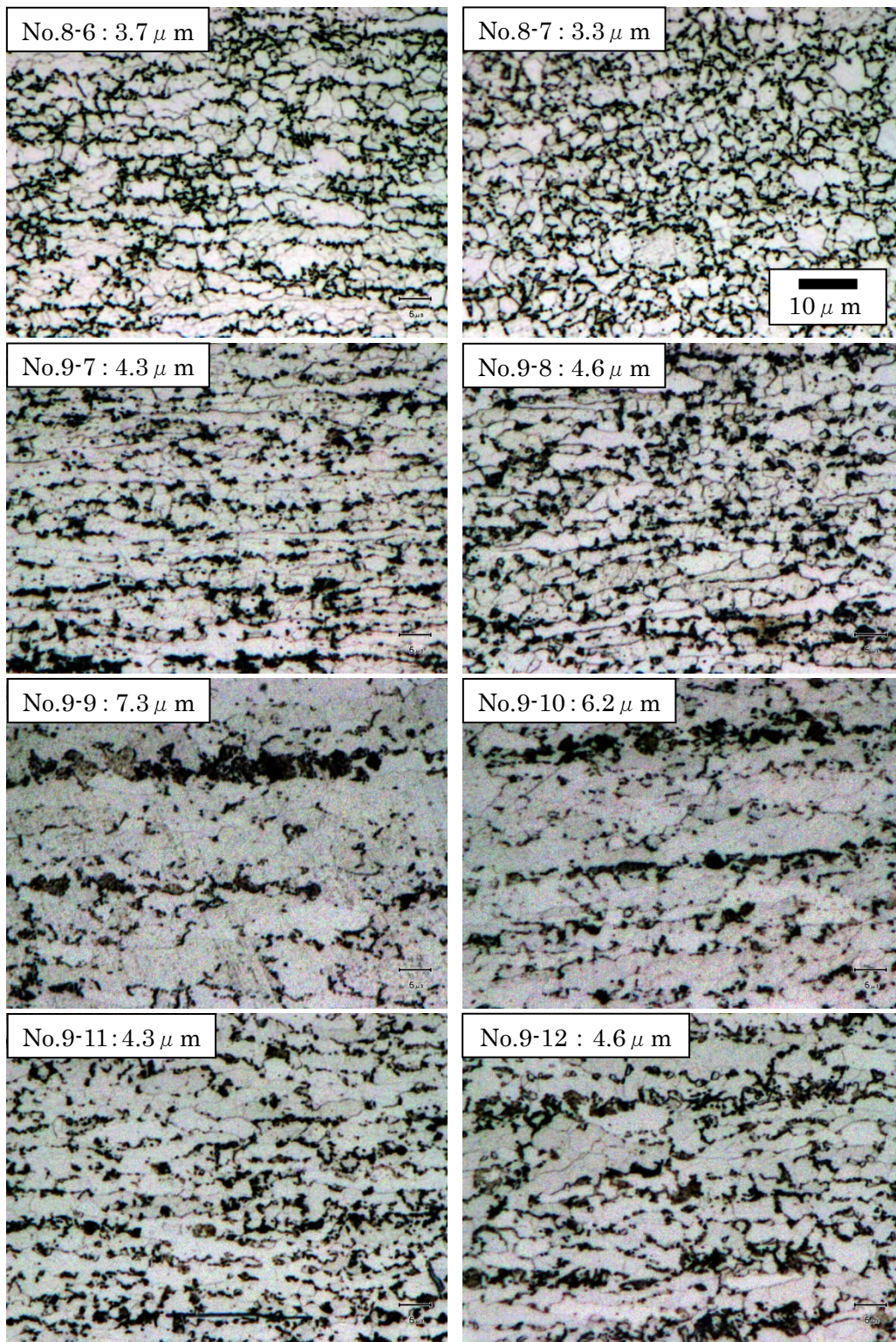


Fig.2-13 (続) 二相低温域圧下プロセスのマイクロ組織



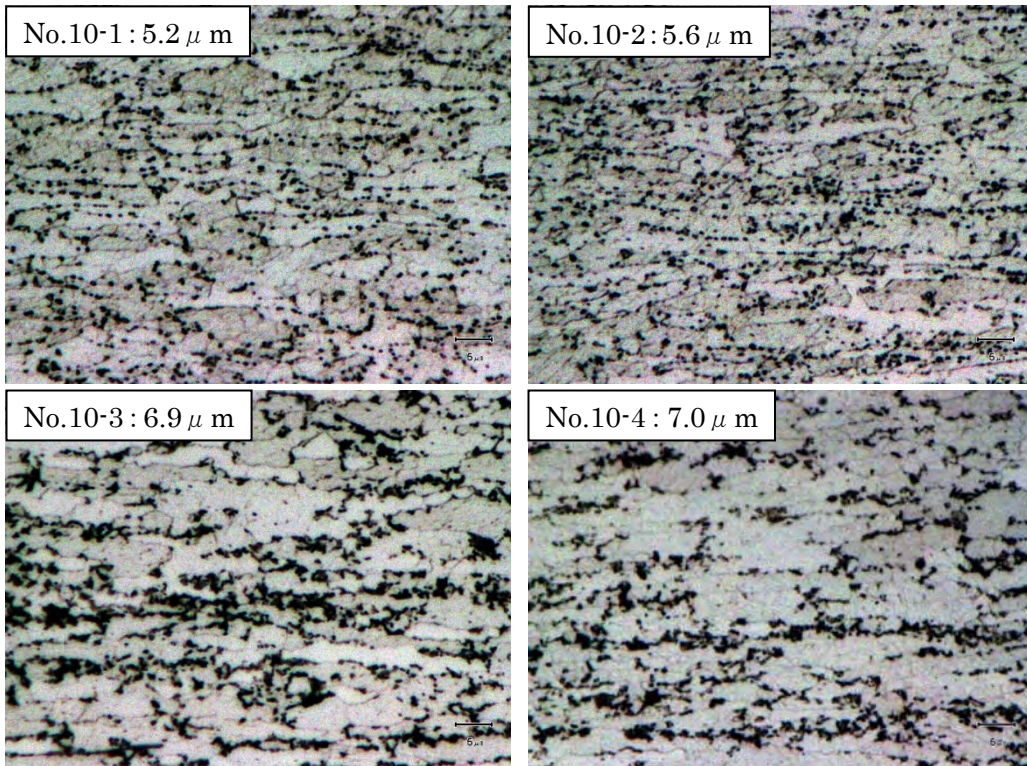


Fig.2-13 (続) 二相低温域圧下プロセスのマイクロ組織

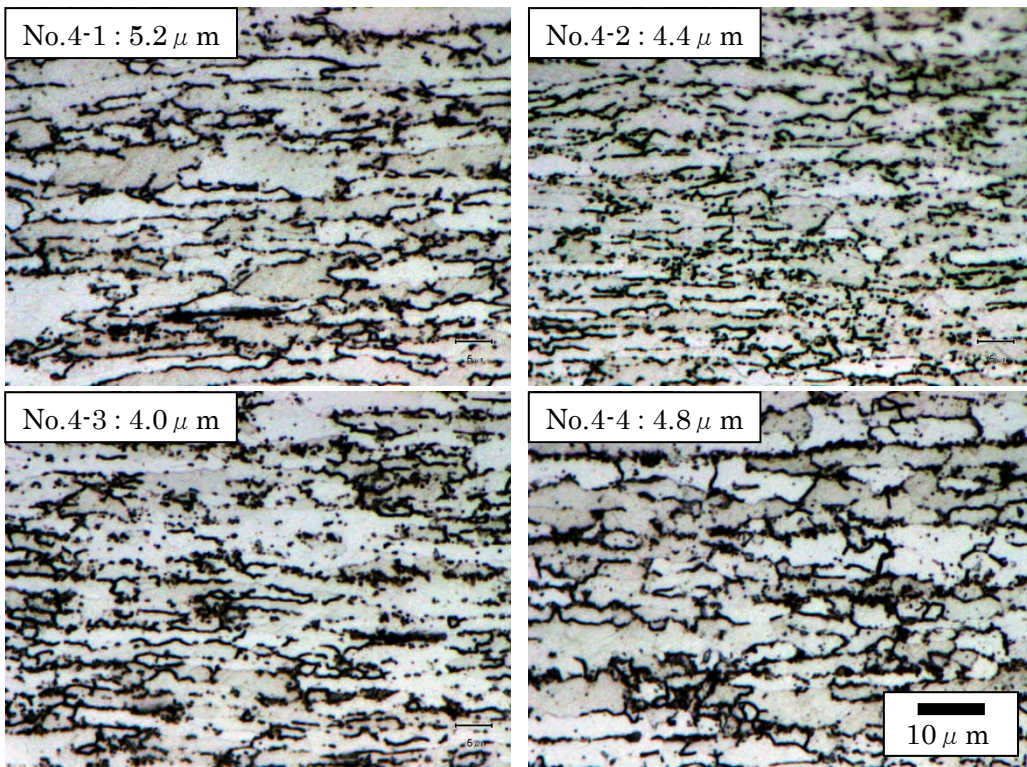


Fig.2-14 二相低温域圧下×2プロセスのマイクロ組織

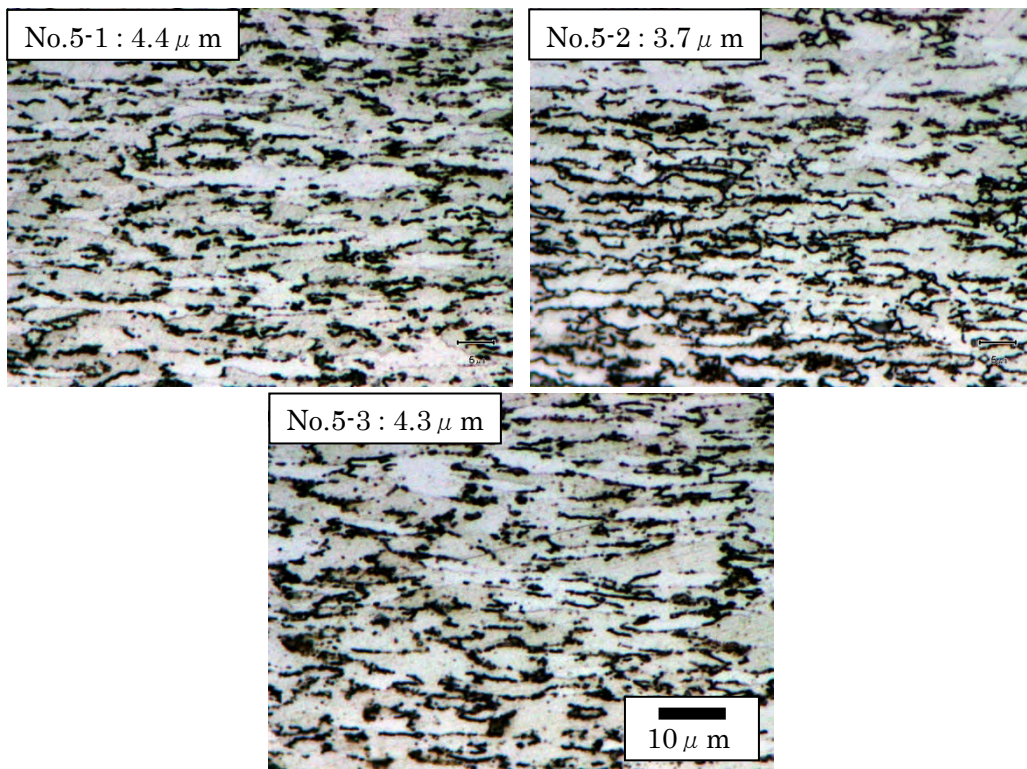


Fig.2-15  $\gamma$ 相低温域圧下プロセスのマイクロ組織

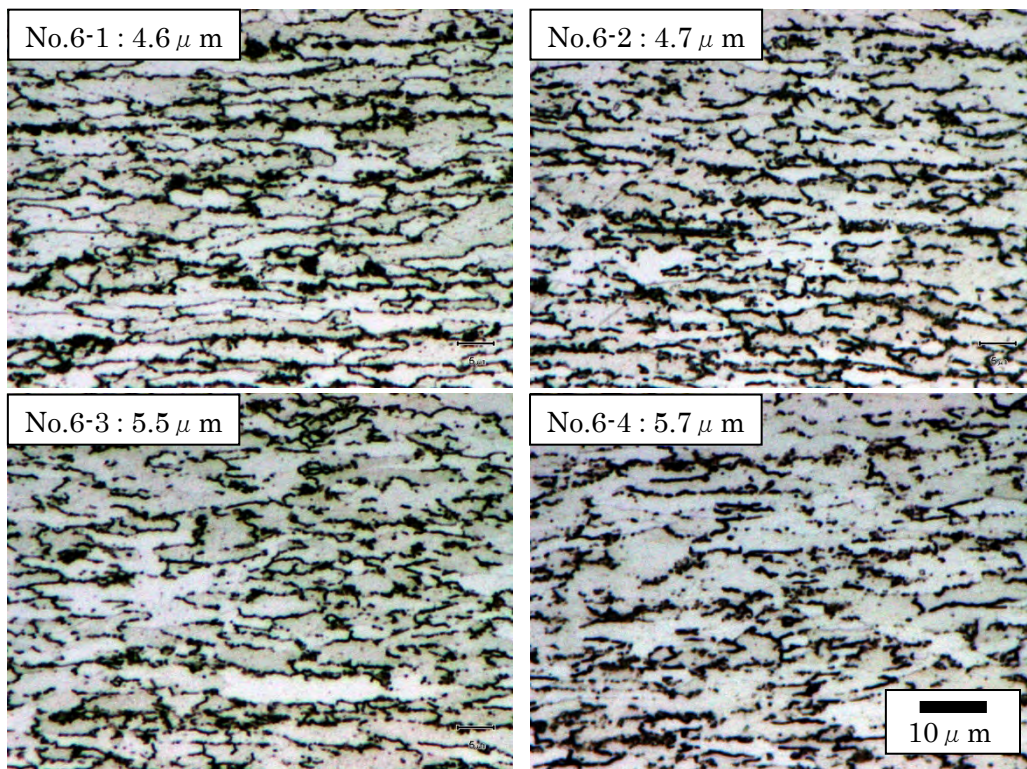


Fig.2-16  $\gamma$ 相低温域圧下 $\times 2$ プロセスのマイクロ組織

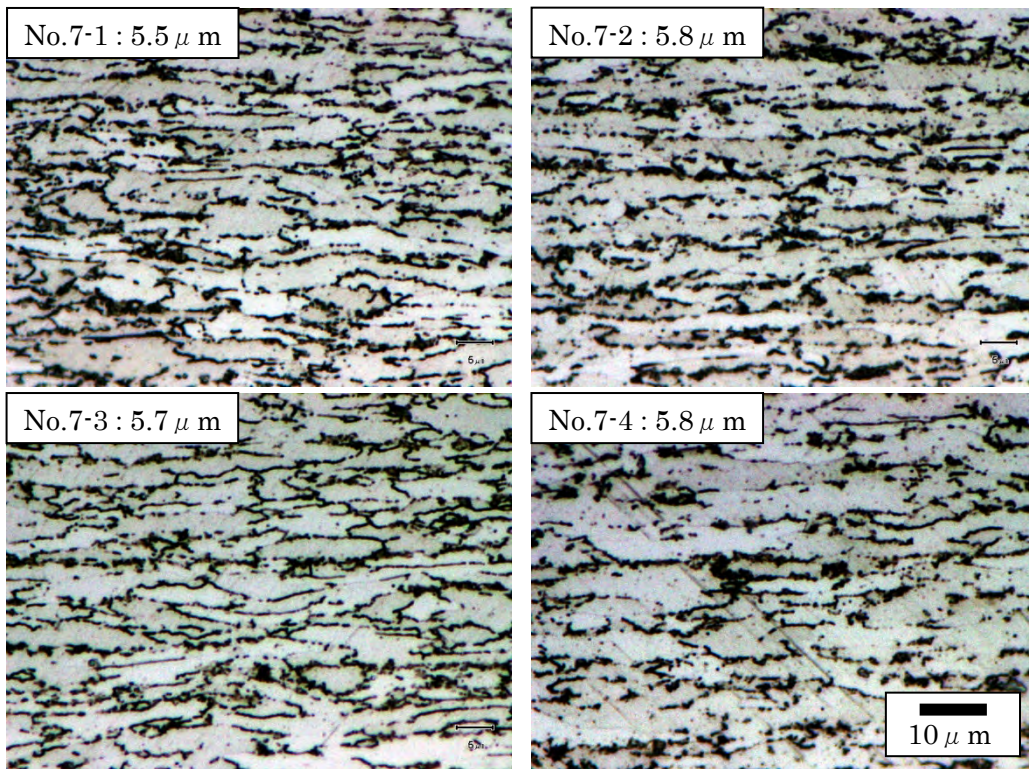


Fig.2-17 二相低温域圧下+ $\gamma$ 相低温域圧下プロセスのマイクロ組織

### 2.4.1.3 ミクロ組織制御因子調査

#### (a) 加工熱処理条件

2.4.1.2 で選択した二相低温域圧下プロセスにおいて、定性的に見出された傾向を確認するため、Table2-10 及び、Fig.2-18 に示す加工熱処理条件を設定した。この条件では、ミクロ組織を制御する因子として①再加熱温度 T4、②圧下回数 r2、③保持時間 t2 に注目し、それぞれに相当する箇所を変化させた。また、二相低温域圧下温度 T3 が異なるプロセスを比較して、T3 の影響を調査した。試験片を室温から 120sec で  $\gamma$  均一相まで加熱後 600sec 保持し、高さ方向に歪速度 10/sec の圧下率 30% で 1 パス圧下後、30°C/sec で  $\alpha$  均一相まで冷却し、60~200sec 保持後 5°C/sec で  $\alpha/\gamma$  二相低温域まで加熱したところで高さ方向に歪速度 10/sec の累積圧下率 70% で 1~3 パス圧下し、5°C/sec で  $\alpha/\gamma$  二相域あるいは  $\gamma$  均一相まで再加熱後一定時間保持し、最後に 30°C/sec で 200°C 以下まで冷却するというものである。ただし、 $\gamma$  均一相圧下をしないプロセスや再加熱せずに冷却するプロセスもある。

Fig.2-19 には、試験片の昇温過程の  $\gamma$  変態率を示す。これは、7 つの試験片を 10°C/sec で昇温したときのそれぞれの直径変化を 0.02~0.7sec 間隔でレーザー変位計を用いて測定した値から作成した温度膨張曲線で、直径変化がほぼ一定となる変態温度範囲の前後の直径の温度依存性を線形近似し、変態温度におけるそれぞれの近似直線から求まる直径と実測直径の差の割合から  $\gamma$  変態率を算出し、 $\gamma$  変態率の温度依存性を最小二乗法近似することで求めた。

Table2-10 二相低温域圧下プロセス詳細検討のための加工熱処理条件

| No. | T1[°C] | r1[%] | T2[°C] | t1[sec] | T3[°C] | r2[%]    | C1[°C/sec] | T4[°C] | t2[sec] |
|-----|--------|-------|--------|---------|--------|----------|------------|--------|---------|
| 1   | 880    | 0     | 200    | 60      | 700    | 70       | 72         | -      | -       |
| 2   | “      | “     | “      | “       | 750    | “        | 73         | -      | -       |
| 3   | “      | 30    | 500    | “       | “      | “        | 30         | -      | -       |
| 4   | “      | “     | “      | 200     | “      | “        | “          | 800    | 10      |
| 5   | “      | “     | “      | “       | “      | “        | “          | 825    | “       |
| 6   | “      | “     | “      | “       | “      | “        | “          | 850    | “       |
| 7   | “      | “     | “      | “       | “      | “        | “          | 875    | “       |
| 8   | “      | “     | “      | “       | “      | “        | “          | 900    | “       |
| 9   | “      | “     | “      | 60      | “      | “        | “          | 825    | 100     |
| 10  | “      | “     | “      | “       | “      | “        | “          | “      | 600     |
| 11  | 910    | “     | “      | “       | “      | 44+44    | “          | “      | 10      |
| 12  | “      | “     | “      | “       | “      | 33+33+33 | “          | “      | “       |

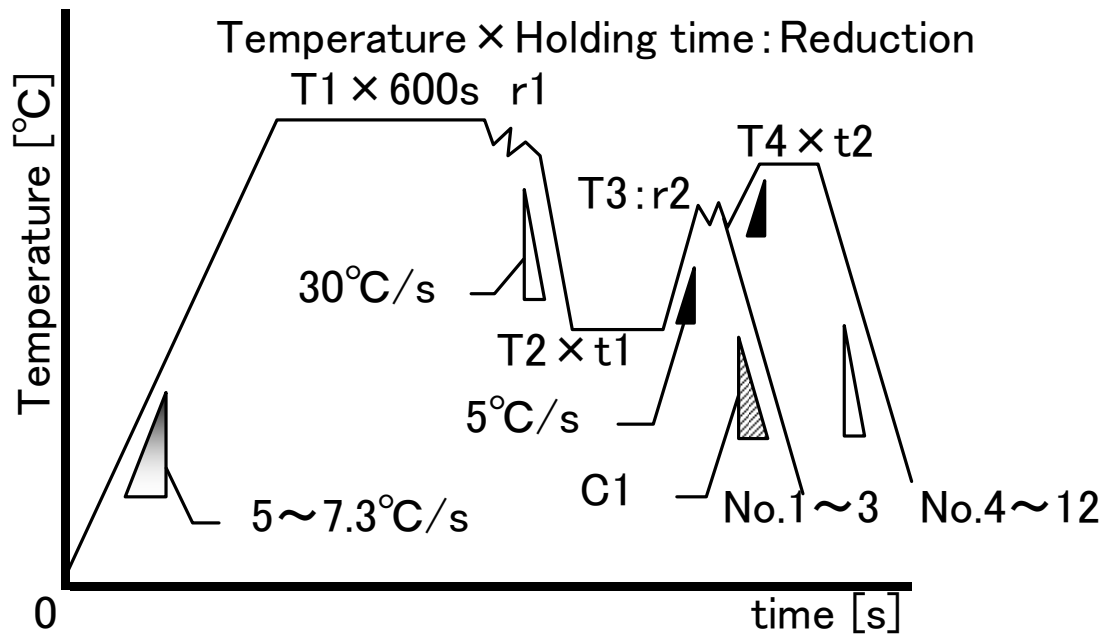


Fig.2-18 二相低温域圧下プロセス詳細検討のための加工熱処理条件

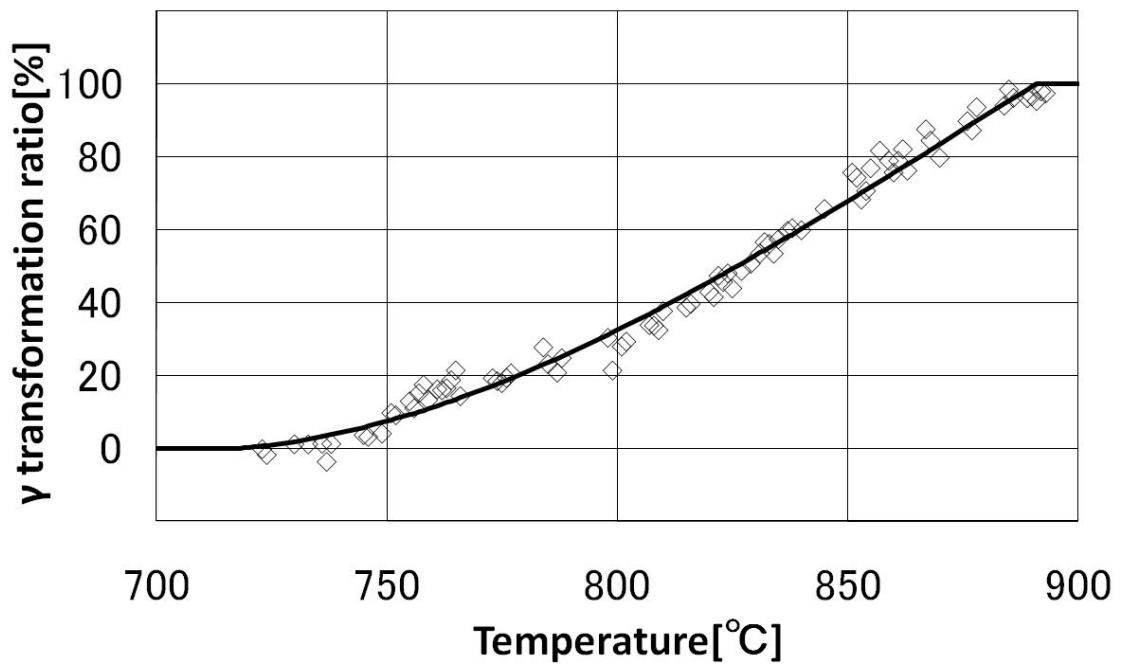


Fig.2-19 試験片の昇温過程の $\gamma$ 変態率

## (b) ミクロ組織観察方法

2.4.1.3 (a) の加工熱処理を施した試験片の長さ方向に切断し、その断面を研磨した上で、2%ナイトールに数秒間浸して腐食し、その中央部付近の長方形領域のミクロ組織を SEM で観察した。一部の試験片は、最終的に電解研磨やクロスセクションポリッシャ[2-16]で仕上げた切断面の中央部付近の縦 20~80  $\mu\text{m}$  横 30~40  $\mu\text{m}$  の長方形領域からスキャンステップ 0.1~0.4  $\mu\text{m}$  の FE-SEM/EBSD で観察した。結晶粒は「方位差が 5° 以下で 2 つ以上のピクセルが繋がっているもの」として認識した上で、Grain CI Standardization と Grain Dilation (iteration) でクリーンアップ処理を施し、CI 値が 0.5 以下のピクセルを解析対象から除外した。そして、Crystal Direction Map (以下、CD Map と称す) と Unique Grain Color Map (以下、UGC Map と称す)、Grain Size (Diameter) - Area Fraction Chart (以下、GD Chart と称す) を作成した。ここで、GD Chart での結晶粒径は円相当径で算出される。また、結晶は隣接結晶との粒界角度差が 15° 以上の粒界で囲まれている領域とし、視野の縁に掛かっている結晶も含めた。平均結晶粒径は、いずれの観察像においても視野内の結晶粒数を計数し円相当径として算出した。ただし、視野の縁にかかっている結晶は半個として計数した。

## (c) ミクロ組織観察の結果

Fig.2-20 には、SEM 像で観察されるミクロ組織に及ぼす二相域圧下温度 T3 の影響を示す。ここで比較するプロセスは、Table2-10 のプロセス No.1、2 であり、T3 以外の条件はほぼ同じである。結晶粒径は、T3 の低いプロセス (No.1) の方が小さくなった。Fig.2-21 には、IQ Map と UGC Map で観察されるミクロ組織に及ぼす T3 の影響を示す。ここで比較するプロセスは、Fig.2-20 と同じである。IQ Map では、粒界角度差 2° (黄色) や 5° (赤色) の粒界は、T3 の低いプロセス (No.1) の方が多かったが、粒界角度差 15° (青色) の粒界は同程度であり、粒界角度差 15° を粒界とした UGC Map では、いずれも粗大な粒と微細な粒が混在しており、全体の傾向はほとんど変わらなかった。Fig.2-22 には、結晶粒径分布に及ぼす T3 の影響を示す。ここで比較するプロセスは、Fig.2-20、21 と同じである。ここでは、いずれも 4~6  $\mu\text{m}$  にピークが現れており、全体の傾向に大きな違いは見られなかった。

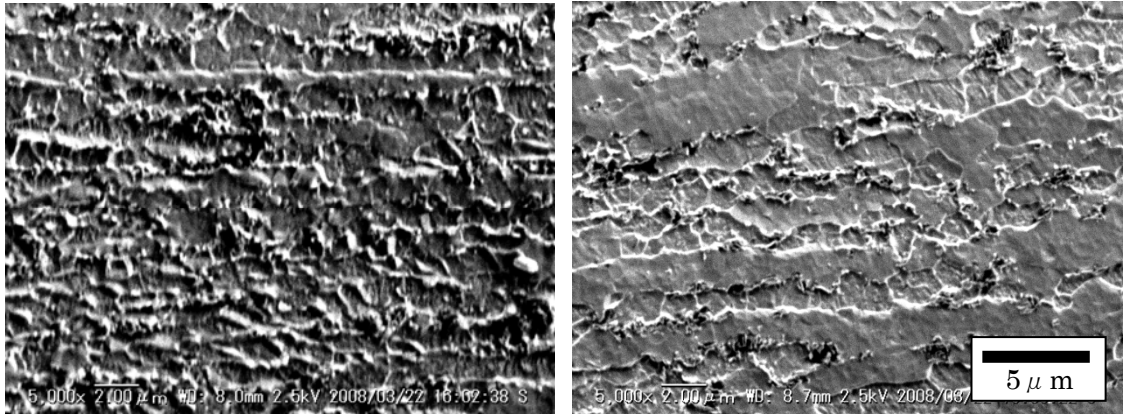
Fig.2-23 には、SEM 像で観察されるミクロ組織に及ぼす再加熱温度 T4 の影響を示す。ここで比較するプロセスは、Table2-10 のプロセス No.3~8 であり、T4 以外の条件は同じである。ここでは、T4 が無いプロセス (No.3) に比べて、T4 が 850°C までのプロセス (No.4~6) は粗粒化せず等軸化する傾向が認められ、T4 が 875°C 以上のプロセス (No.7~8) では粗粒化する傾向が認められた。Fig.2-24 には、UGC Map で観察されるミクロ組織に及ぼす T4 の影響を示す。ここで比較するプロセスは、Fig.2-23 と同じである。ここでは、Fig.2-23

と同様 T4 がないプロセス (No.3) に比べて T4 が 850°C までのプロセス (No.4~6) は粗粒化せず等軸化する傾向が見られ、T4 が 875°C 以上のプロセス (No.7~8) では粗粒化する傾向が見られた。Fig.2-25 には、CD Map で観察されるマイクロ組織に及ぼす T4 の影響を示す。ここで比較するプロセスは、Fig.2-23、24 と同じである。ここで (a) ~ (f) は、板厚方向 (T 方向) の結晶方位分布であり、(g) ~ (l) は、板厚垂直方向 (V 方向) の結晶方位分布である。ここでは、T4 に関わらず圧下面に平行な方向に {100} と {111} の結晶方位が発達しているのに対し、圧下面に垂直な方向には結晶方位がばらついていることがわかった。また、Fig.2-23、24 と同様 T4 がないプロセス (No.3) に比べて、T4 が 850°C までのプロセス (No.4~6) は粗粒化せず等軸化する傾向が見られ、T4 が 875°C 以上のプロセス (No.7~8) では粗粒化する傾向が見られた。Fig.2-26 には、平均結晶粒径に及ぼす T4 の影響を示す。ここで比較するプロセスは、Table2-10 のプロセス No.1~8 であり、T4 がないプロセス (No.1~3) では、T4 の条件以外に r1 や C1 の条件が異なるが、r1 や C1 による影響を考慮せずに比較対象とした。ここでは、T4 がないプロセス (No.1~3) に比べて、T4 が 850°C までのプロセス (No.4~6) は顕著な違いが見られないが、T4 が 875°C 以上のプロセス (No.7~8) では粗粒化する傾向が見られた。Fig.2-27 には、結晶粒径分布に及ぼす T4 の影響を示す。ここで比較するプロセスは、Table2-10 のプロセス No.3、5、8 である。ここでは、T4 がないプロセス (No.3) と T4 が 825°C のプロセス (No.5) は、いずれも 4 μm 付近にピークが現れており、全体の傾向は同じだった。一方、T4 が 900°C のプロセス (No.8) は、前者に比べ粒径の大きい方に分布していることが認められた。

Fig.2-28 には、SEM 像で観察されるマイクロ組織に及ぼす再加熱後保持時間 t2 の影響を示す。ここで比較するプロセスは、Table2-10 のプロセス No.5,9,10 であり、t2 の条件以外に t1 の条件が異なるが、t1 による影響を考慮せずに比較対象とした。ここでは、t2 が長くなるほど粗粒化する傾向が見られた。Fig.2-29 には、UGC Map で観察されるマイクロ組織に及ぼす t2 の影響を示す。ここで比較するプロセスは、Fig.2-28 と同じである。ここでは、Fig.2-28 同様に、t2 が長くなるほど粗粒化する傾向が見られた。また Fig.2-28 とは異なり、t2 が長くなるほど粒形状が伸長する傾向が見られた。Fig.2-30 には、CD Map で観察されるマイクロ組織に及ぼす t2 の影響を示す。ここで比較するプロセスは、Fig.2-28、29 と同じである。ここで (a) ~ (c) は、T 方向の結晶方位分布であり、(d) ~ (f) は、V 方向の結晶方位分布である。ここでは、t2 に関わらず圧下面に平行な方向に {100} と {111} の結晶方位分布が発達しているのに対し、圧下面に垂直な方向にばらついていることがわかった。また Fig.2-28、29 と同様に、t2 が長くなるほど粗粒化する傾向が見られた。また Fig.2-29 と同様に、t2 が長くなるほど粒形状が伸長する傾向が見られ、特に T 方向に顕著であった。Fig.2-31 には、結晶粒径分布に及ぼす t2 の影響を示す。ここで比較するプロセスは、Fig.28~30 と同じである。t2 が 10sec のプロセス (No.5) と 100sec のプロセス (No.9) は全体の傾向に大きな違いは見られないが、600sec のプロセス (No.10) は粒径の大きい方に分布する傾向が認められた。

Fig.2-32 には、SEM 像で観察されるマイクロ組織に及ぼす再加熱前圧下パス回数  $r_2$  の影響を示す。ここで比較するプロセスは、Table2-10 のプロセス No.5,11,12 であり、 $r_2$  の条件以外に T1 の条件が異なるが、T1 による影響を考慮せずに比較対象とした。ここでは、パス回数が 3 回になると粒形状の扁平化が顕著になった。Fig.2-33 には、UGC Map で観察されるマイクロ組織に及ぼす  $r_2$  の影響を示す。ここで比較するプロセスは、Fig.2-32 と同じである。ここでは、パス回数が 3 回のプロセス (No.12) になると粒形状の扁平化が顕著になった。Fig.2-34 には、CD Map で観察されるマイクロ組織に及ぼす  $r_2$  の影響を示す。ここで比較するプロセスは、Fig.2-32、33 と同じである。ここで (a) ~ (c) は、T 方向の結晶方位分布であり、(d) ~ (f) は、V 方向の結晶方位分布である。ここでは、 $r_2$  に関わらず圧下面に平行な方向に {100} と {111} の結晶方位分布が発達しているのに対し、圧下面に垂直な方向にばらついていることがわかった。また、パス回数が 3 回のプロセス (No.12) になると粒形状の扁平化が顕著になった。Fig.2-35 には、結晶粒径分布に及ぼす  $r_2$  の影響を示す。ここで比較するプロセスは、Fig.2-32~34 と同じである。全体の傾向は、パス回数に関わらず顕著な違いはないが、1、2 パスで  $3\mu\text{m}$  付近に見られるピークが、3 パスでは  $4\mu\text{m}$  付近にシフトしている様子が認められた。

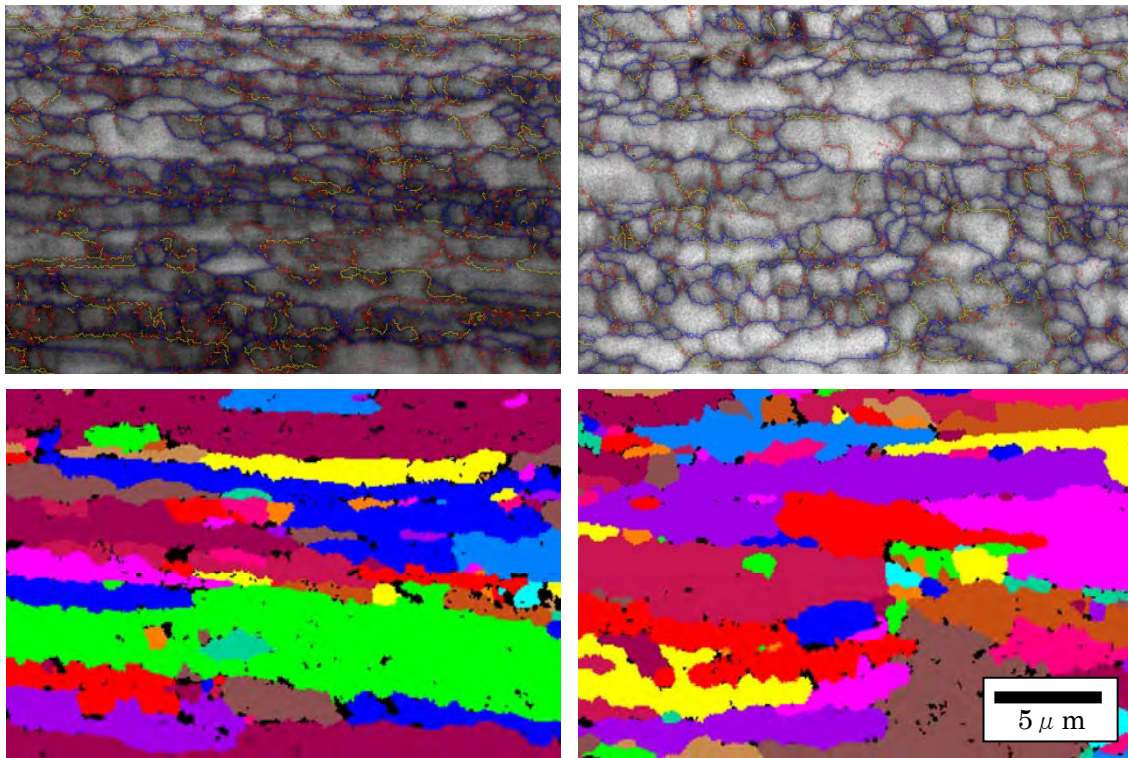




(a) No.1 : T3=700°C

(b) No.2 : T3=750°C

Fig.2-20 SEM 像で観察されるマイクロ組織に及ぼす二相域圧下温度 T3 の影響



(a) No.1 : T3=700°C

(b) No.2 : T3=750°C

Fig.2-21 IQ Map と UGC Map で観察されるマイクロ組織に及ぼす T3 の影響

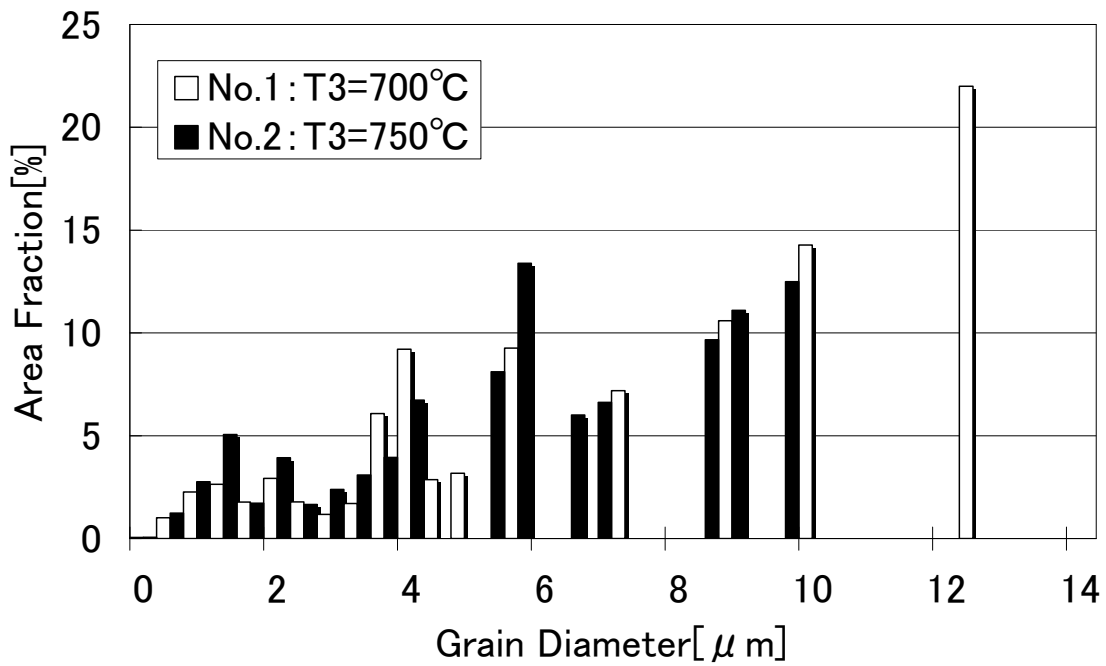
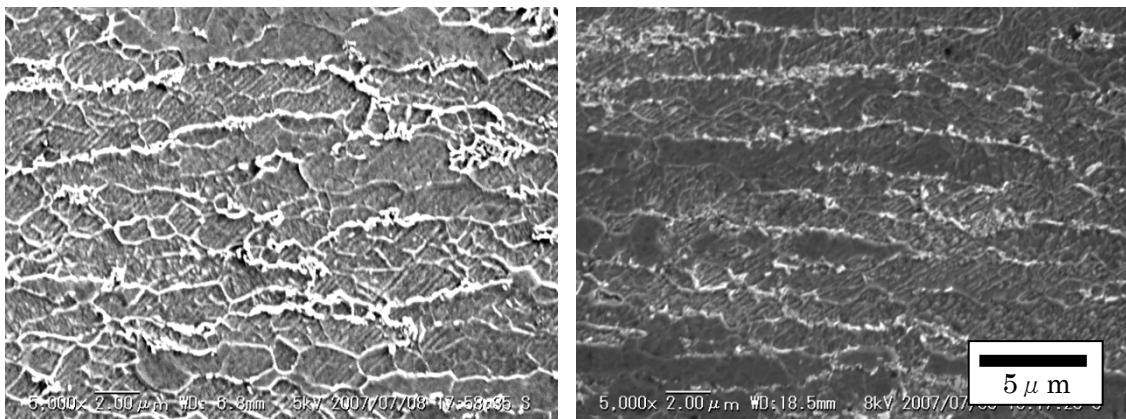


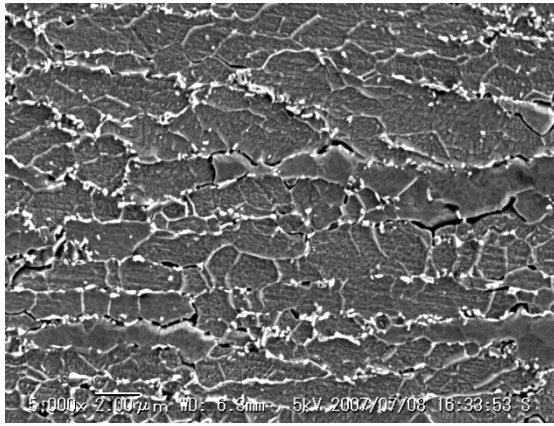
Fig.2-22 結晶粒径分布に及ぼす T3 の影響



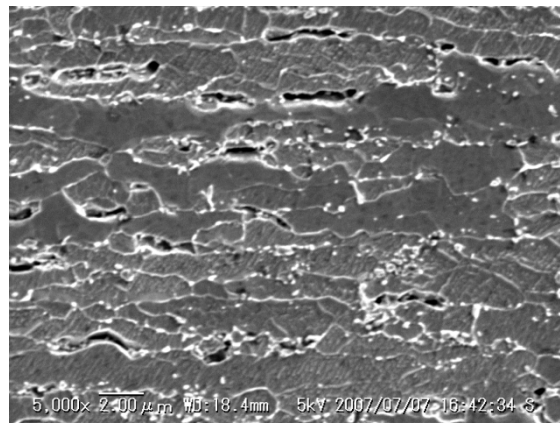
(a) No.3 : T4=non

(b) No.4 : T4=800°C

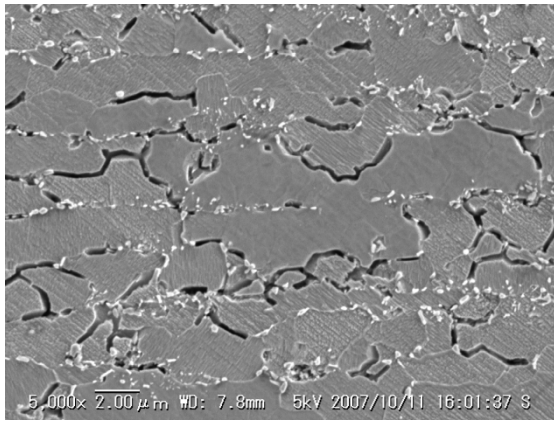
Fig.2-23 SEM 像で観察されるマイクロ組織に及ぼす T4 の影響



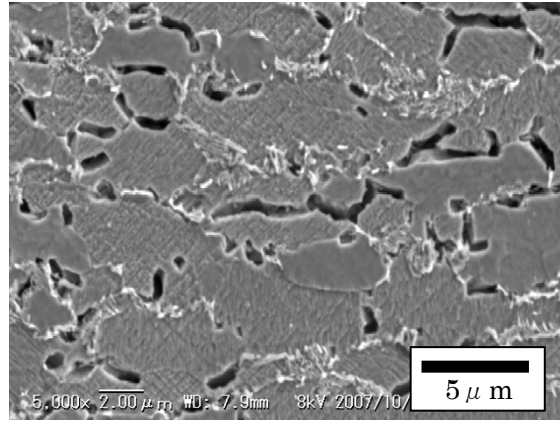
(c) No.5 : T4=825°C



(d) No.6 : T4=850°C

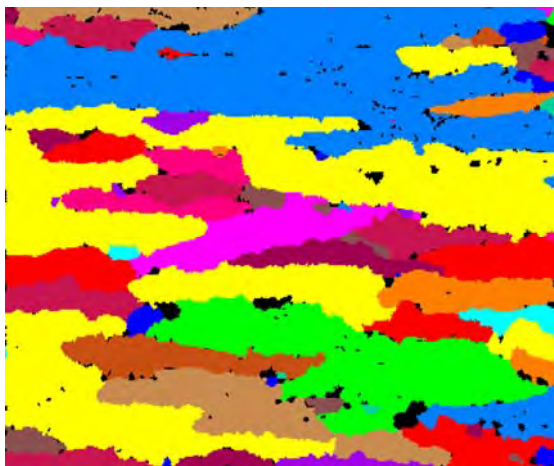


(e) No.7 : T4=875°C

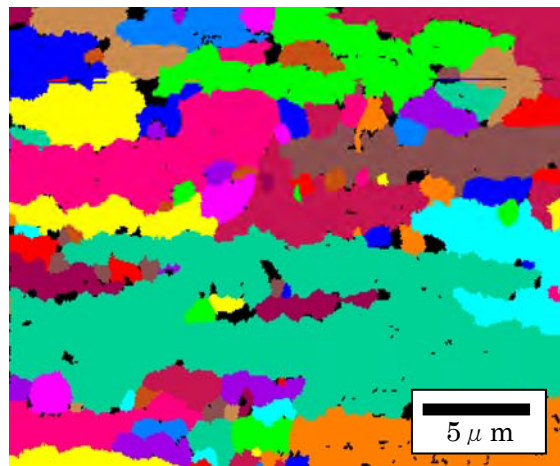


(f) No.8 : T4=900°C

Fig.2-23 (続) SEM 像で観察されるマイクロ組織に及ぼす T4 の影響

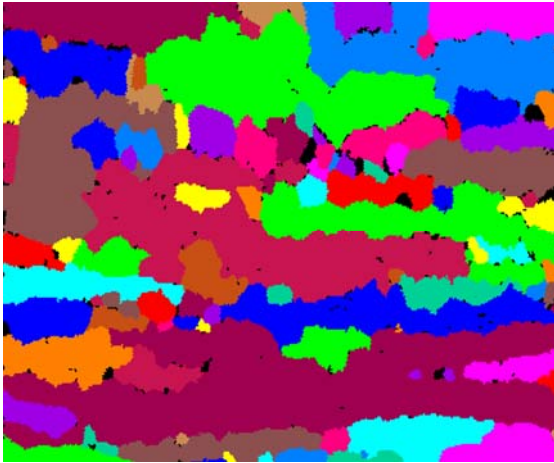


(a) No.3 : T4=non

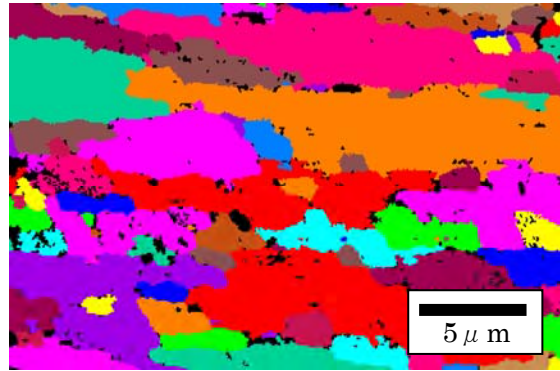


(b) No.4 : T4=800°C

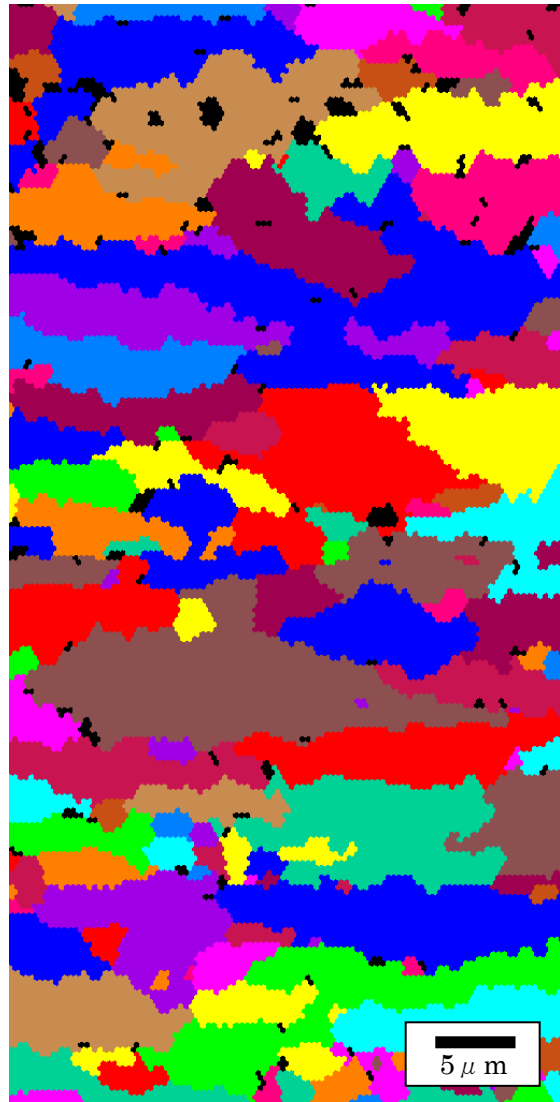
Fig.2-24 UGC Map で観察されるマイクロ組織に及ぼす T4 の影響



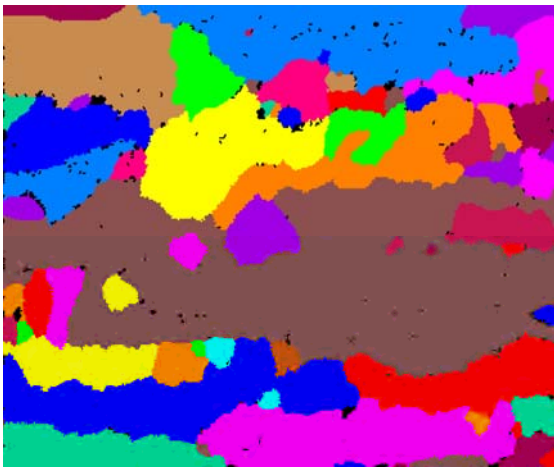
(c) No.5 : T4=825°C



(d) No.6 : T4=850°C

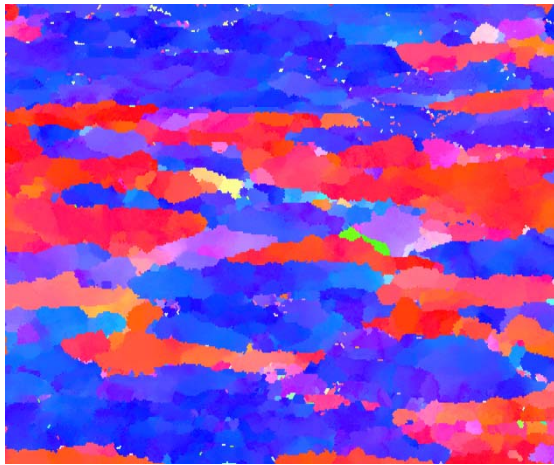


(f) No.8 : T4=900°C

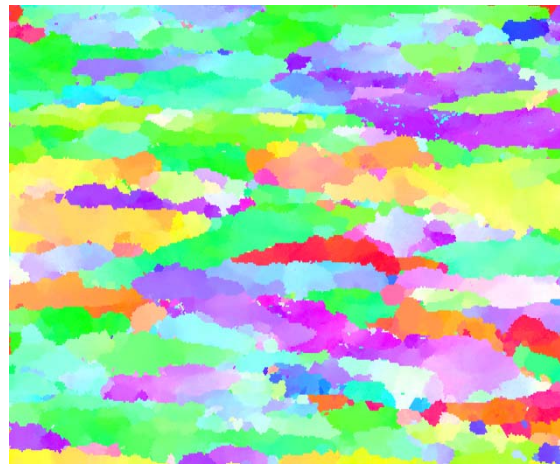


(e) No.7 : T4=875°C

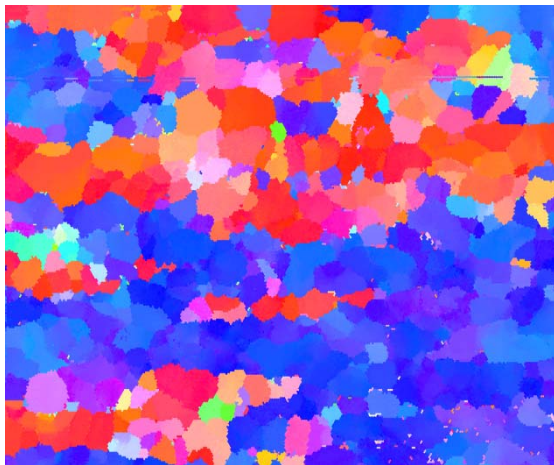
Fig.2-24 (続) UGC Map で観察されるマイクロ組織に及ぼす T4 の影響



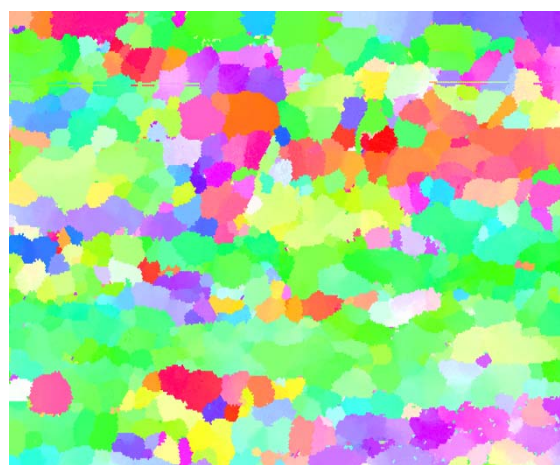
(a) No.3 : T4=non : T



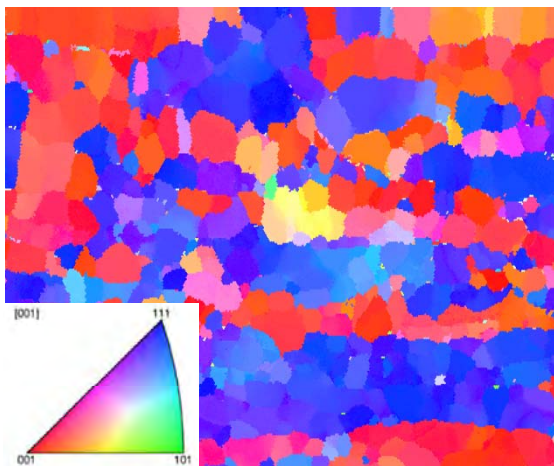
(g) No.3 : T4=non : V



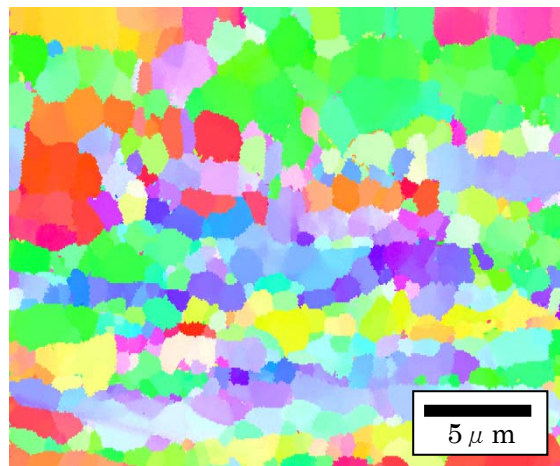
(b) No.4 : T4=800°C : T



(h) No.4 : T4=800°C : V

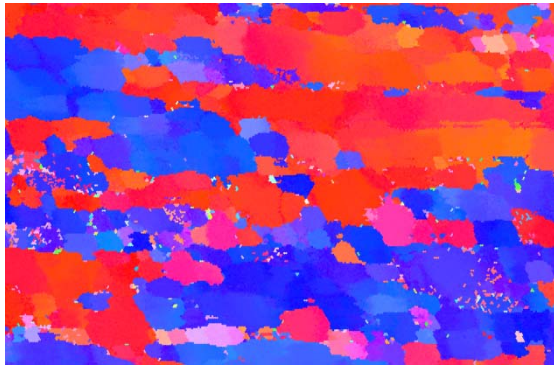


(c) No.5 : T4=825°C : T

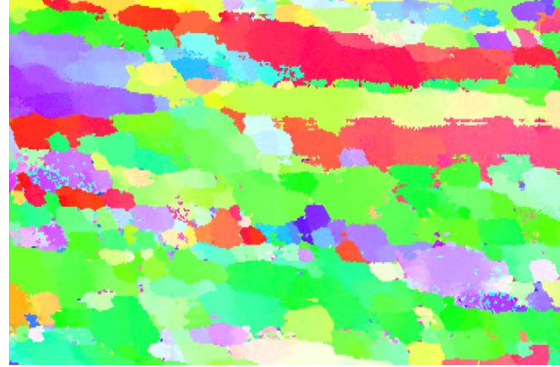


(i) No.5 : T4=825°C : V

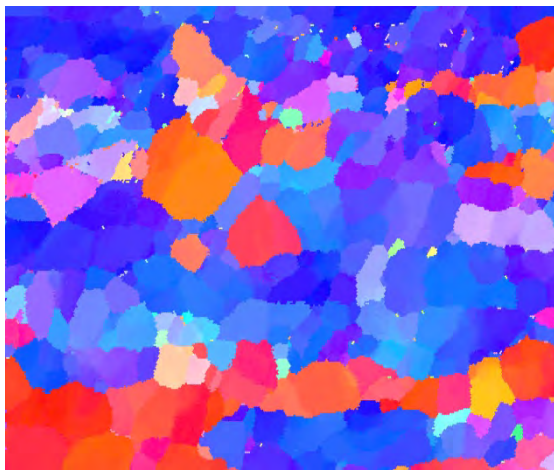
Fig.2-25 CD Map で観察されるマイクロ組織に及ぼす T4 の影響



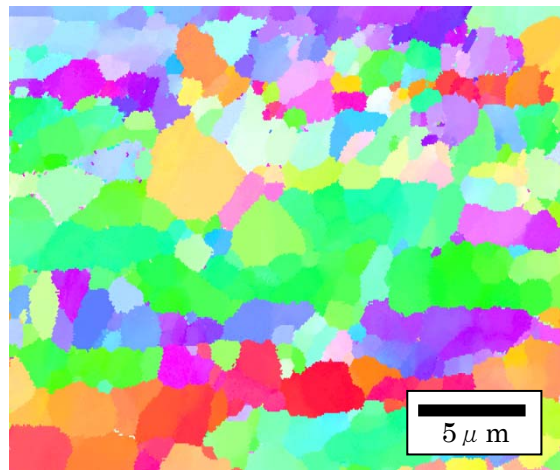
(d) No.6 : T4=850°C : T



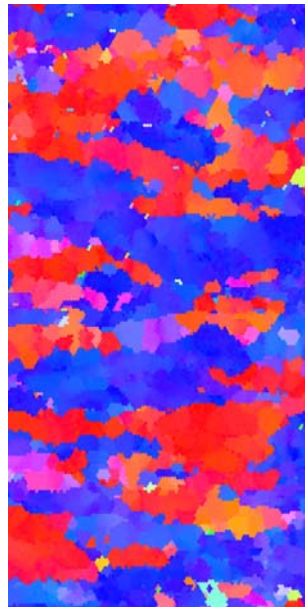
(j) No.6 : T4=850°C : V



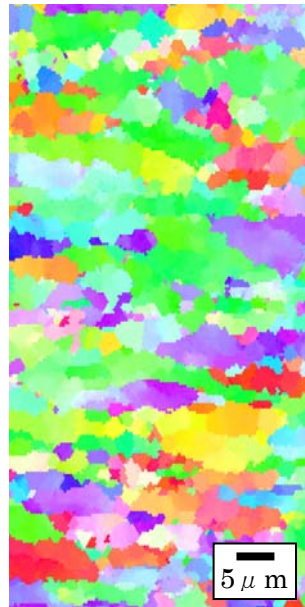
(e) No.7 : T4=875°C : T



(k) No.7 : T4=875°C : V



(f) No.8 : T4=900°C : T



(l) No.8 : T4=900°C : V

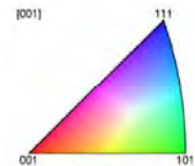


Fig.2-25 (続) CD Map で観察されるマイクロ組織に及ぼす T4 の影響

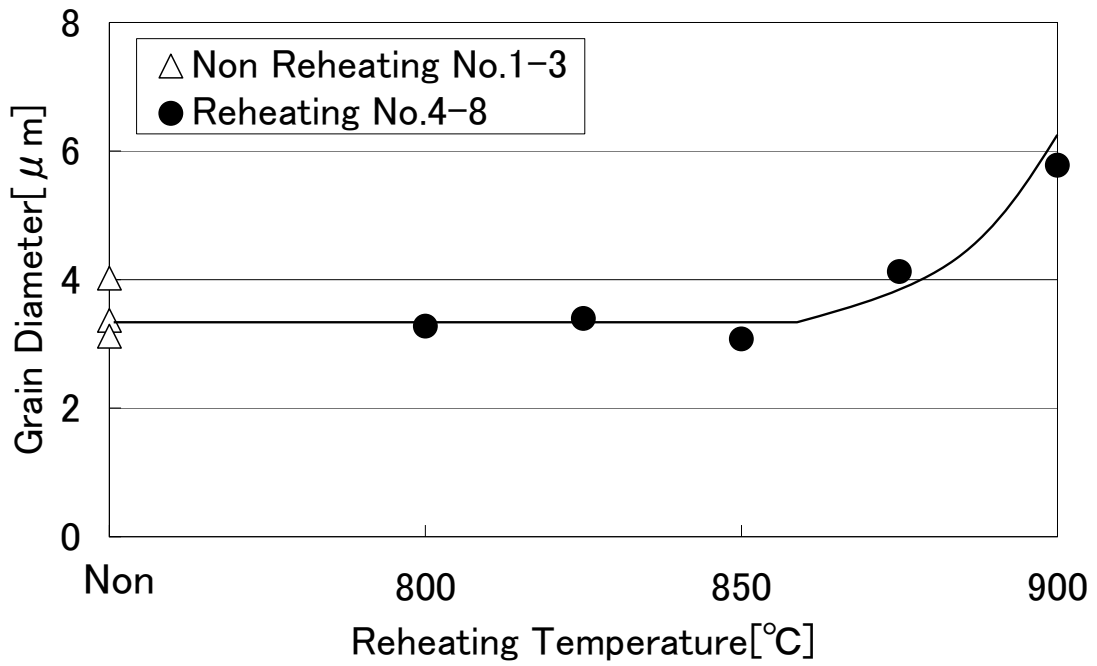


Fig.2-26 平均結晶粒径に及ぼす T4 の影響

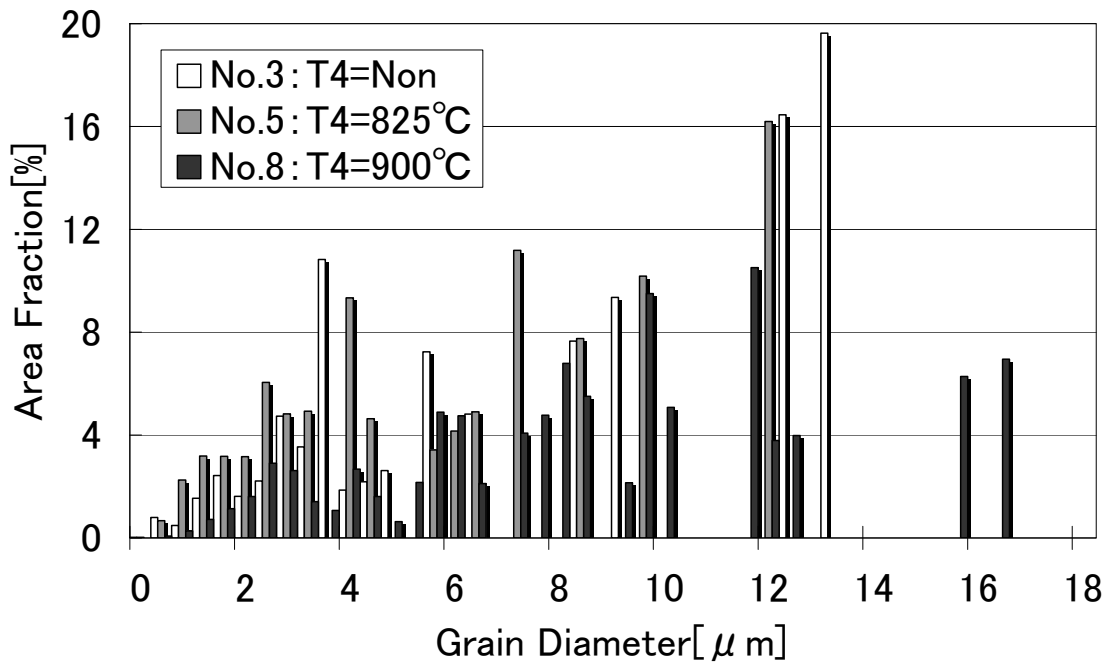
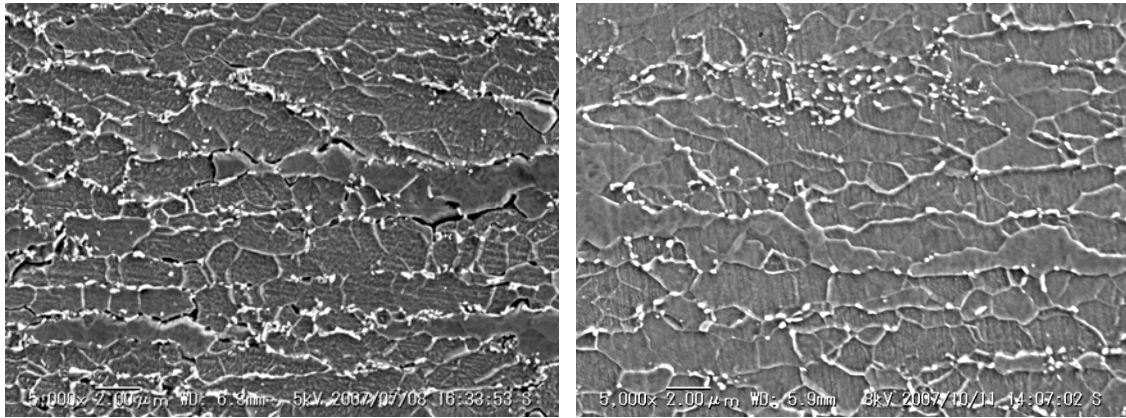
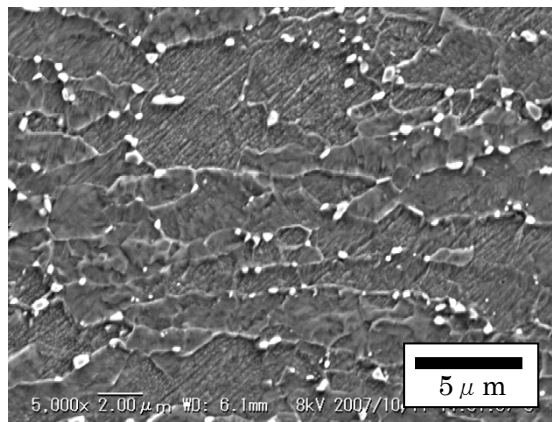


Fig.2-27 結晶粒径分布に及ぼす T4 の影響



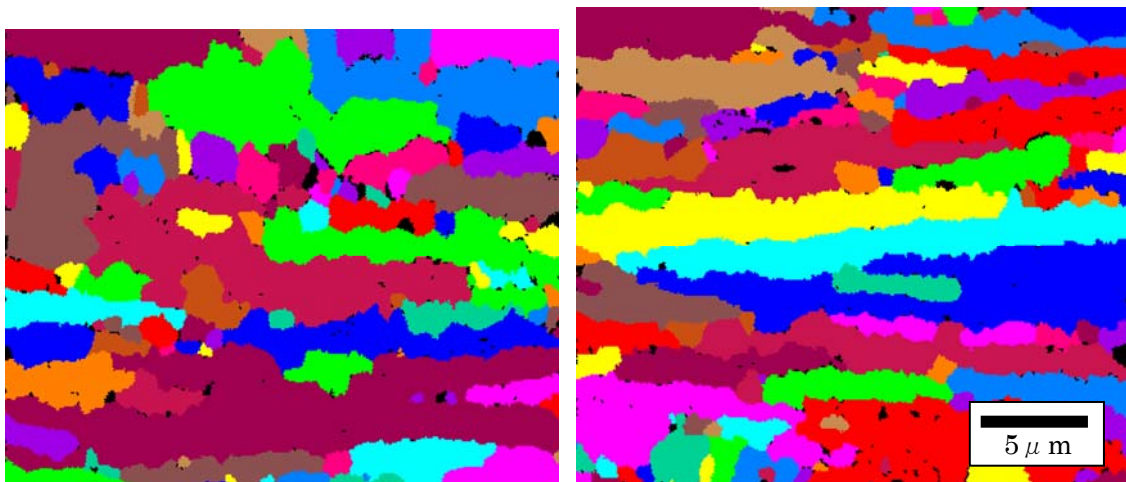
(a) No.5 : t2=10sec

(b) No.9 : t2=100sec



(c) No.10 : t2=600sec

Fig.2-28 SEM 像で観察されるマイクロ組織に及ぼす t2 の影響

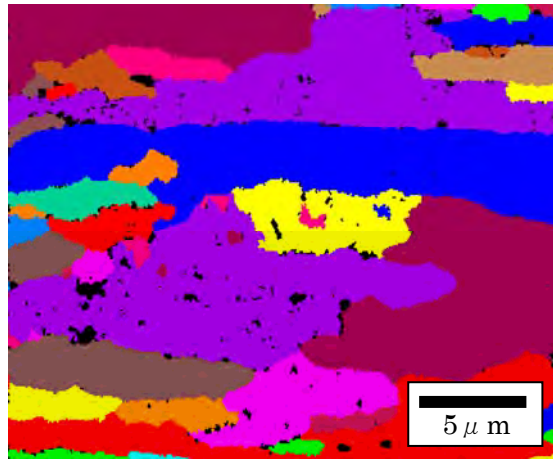


(a) No.5 : t2=10sec

(b) No.9 : t2=100sec

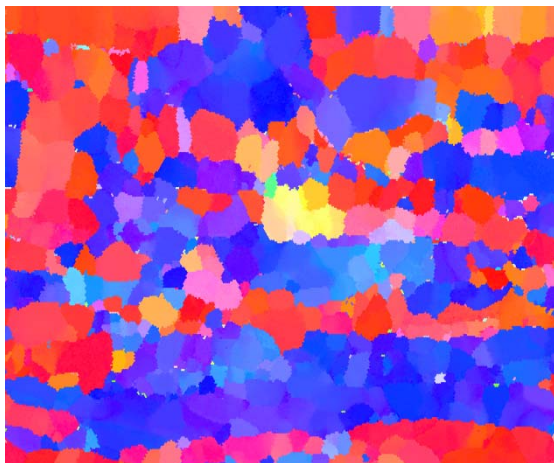
Fig.2-29 UGC Map で観察されるマイクロ組織に及ぼす t2 の影響





(c) No.10 :  $t_2=600\text{sec}$

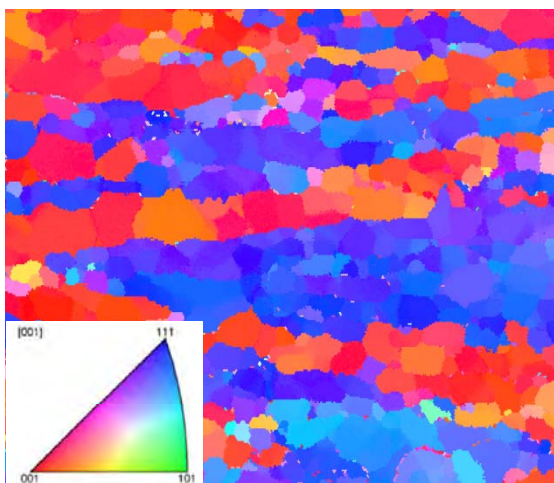
Fig.2-29 (続) UGC Map で観察されるマイクロ組織に及ぼす  $t_2$  の影響



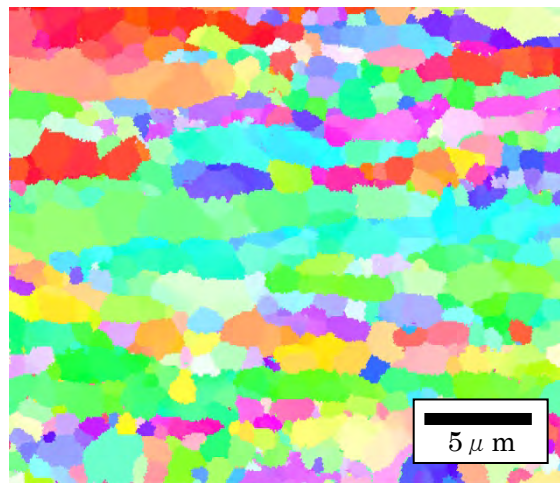
(a) No.5 :  $t_2=10\text{sec}$  : T



(d) No.5 :  $t_2=10\text{sec}$  : V

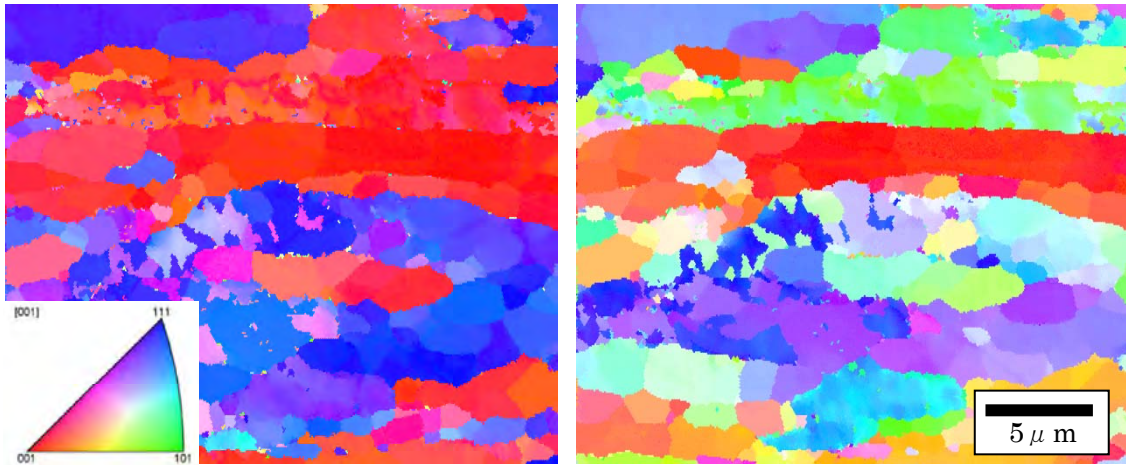


(b) No.9 :  $t_2=100\text{sec}$  : T



(e) No.9 :  $t_2=100\text{sec}$  : V

Fig.2-30 CD Map で観察されるマイクロ組織に及ぼす  $t_2$  の影響



(c) No.10 : t<sub>2</sub>=600sec : T

(f) No.10 : t<sub>2</sub>=600sec : V

Fig.2-30 (続) CD Map で観察されるマイクロ組織に及ぼす t<sub>2</sub> の影響

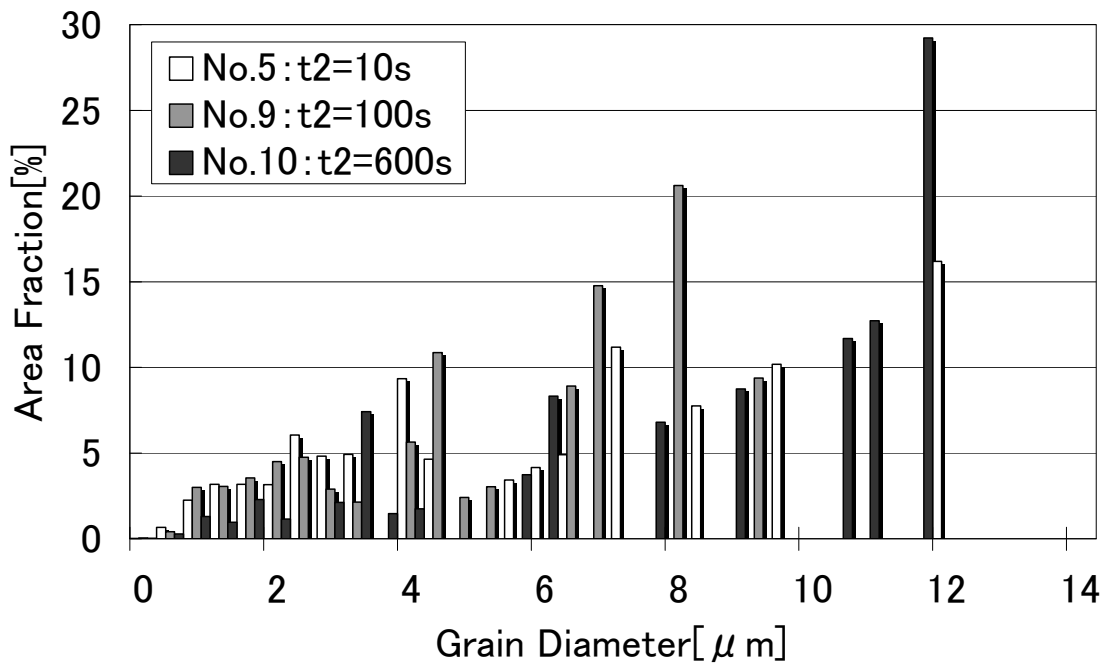
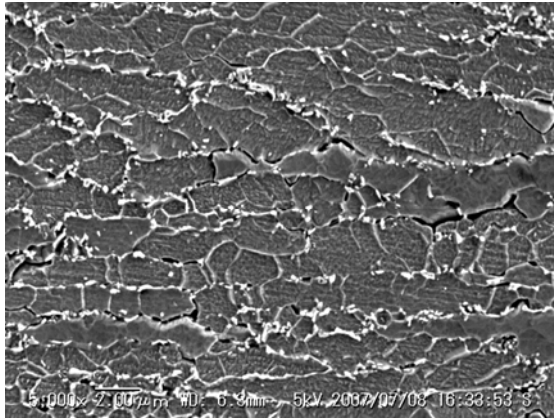
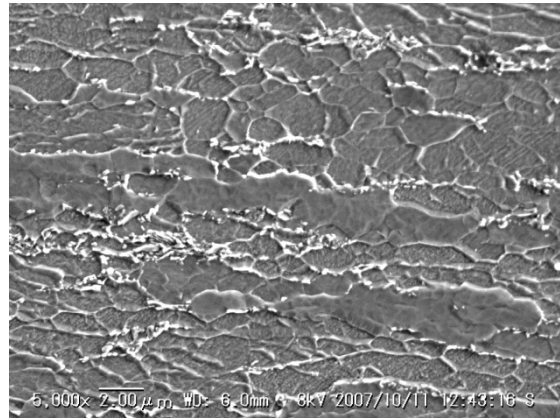


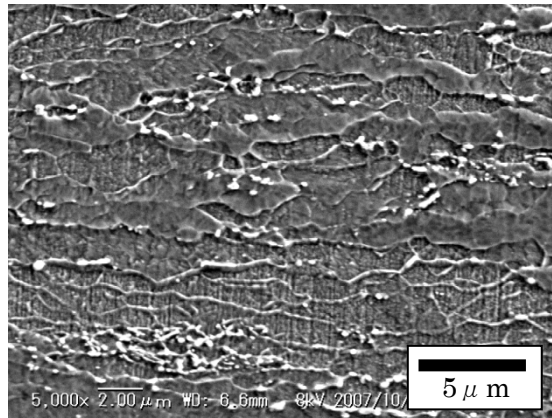
Fig.2-31 結晶粒径分布に及ぼす t<sub>2</sub> の影響



(a) No.5 : r2=1pass



(b) No.11 : r2=2passes

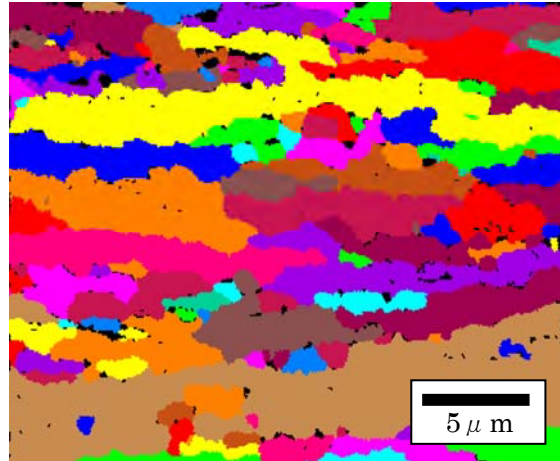


(c) No.12 : r2=3passes

Fig.2-32 SEM 像で観察されるマイクロ組織に及ぼす r2 の影響

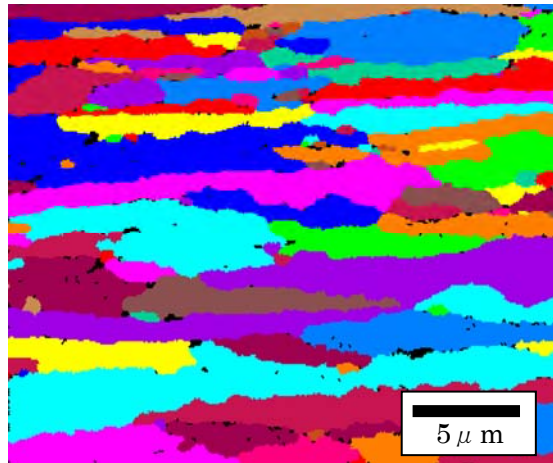


(a) No.5 : r2=1pass



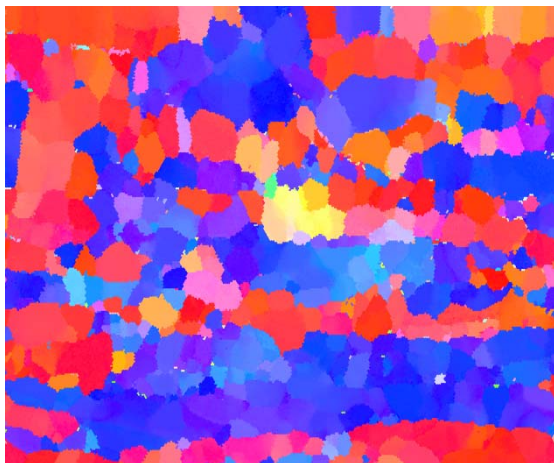
(b) No.9 : r2=2passes

Fig.2-33 UGC Map で観察されるマイクロ組織に及ぼす r2 の影響



(c) No.10 : r2=3passes

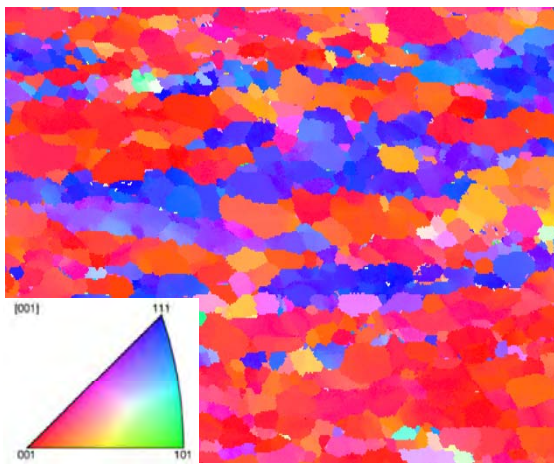
Fig.2-33 (続) UGC Map で観察されるマイクロ組織に及ぼす r2 の影響



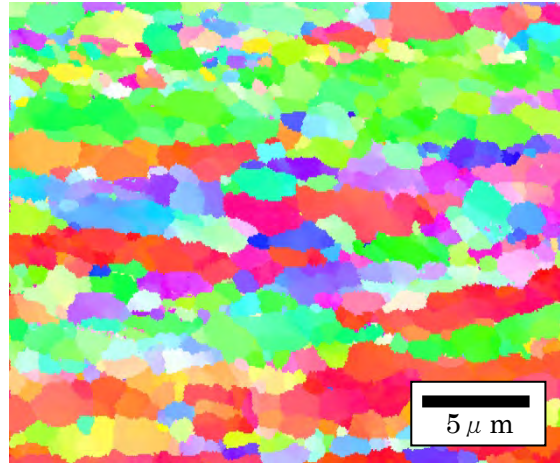
(a) No.5 : r2=1pass : T



(d) No.5 : r2=1pass : V



(b) No.11 : r2=2passes : T



(e) No.11 : r2=2passes : V

Fig.2-34 CD Map で観察されるマイクロ組織に及ぼす r2 の影響

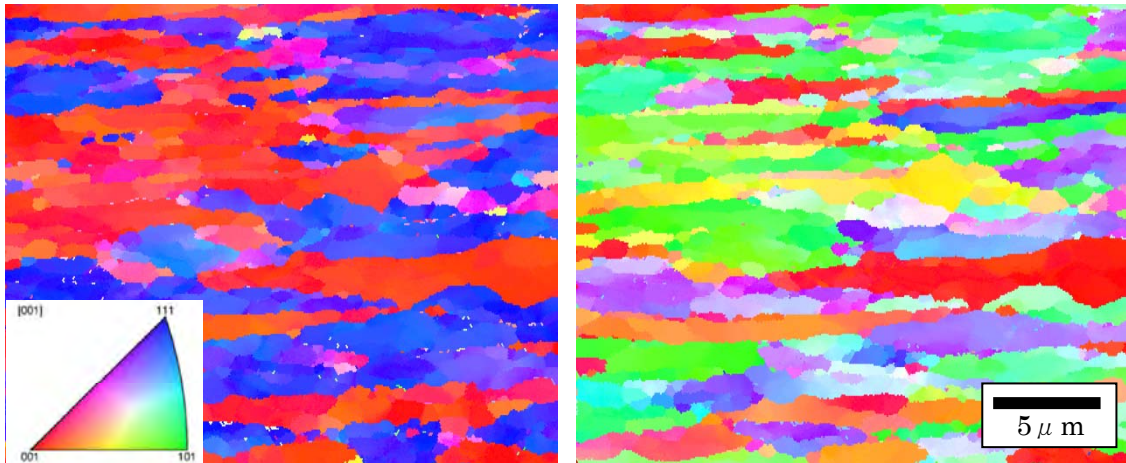


Fig.2-34 (続) CD Map で観察されるマイクロ組織に及ぼす r2 の影響

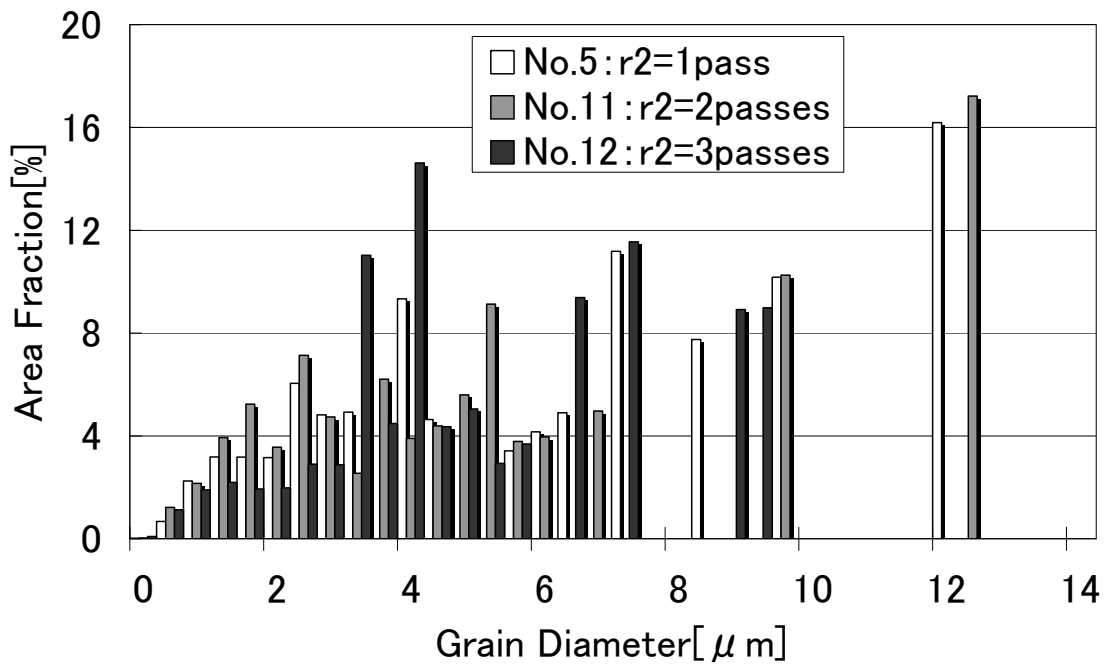


Fig.2-35 結晶粒径分布に及ぼす r2 の影響

#### (d) 考察

Fig.2-22 より、加工温度を 750°C に設定することによる粗粒化の影響が少ないことが確認され、白幡ら[2-11]の知見が追認された。750°C は 700°C に比べて変形抵抗が少なくなるため、圧延設備への負荷を緩和することが期待される。

Fig.2-26 で再加熱温度が 850°C と 875°C の間を境にして粗粒化する理由は、Fig.2-19 で 850°C 以下が  $\gamma$  分率 70% 以下であることから、再加熱温度が 850°C 以下のプロセスでは、 $\alpha$  相の再結晶と  $\gamma$  相の析出の競合によって両相の粒成長が抑制されることが考えられる。一方、875°C 以上は  $\gamma$  分率 80% 以上であることから、再加熱温度が 875°C 以上のプロセスでは、 $\gamma$  相が支配的となって、 $\gamma$  相が粒成長したと考えられる。

Fig.2-23~25 において、二相域圧下後の再加熱があるプロセスが、ないプロセスに比べて等軸化することの理由は、圧下されて扁平になった  $\alpha$  相から、再加熱によって  $\alpha$  相が再結晶したり  $\gamma$  相が析出したりした結果、結晶が等軸化したと考えられる。

Fig.2-28~31 において、保持時間が 100sec になると 10sec に比べて伸長粒が見られるようになり、保持時間が 600sec になると粗粒化が顕著になる理由は、粒界角度差の小さい結晶同士から先に合体して再結晶し、粒成長するためであると考えられる。そして、保持時間の長期化による T 方向の結晶方位分布の変化が小さかったことから、保持時間が長くなることによる結晶方位分布への影響が小さいことがわかった。

Fig.2-32~35 において、二相域圧下パス回数が 3 回になると粒形状の扁平化が顕著になる理由は、回数を増やしたパスの間に圧下で加えた転位が回復することで、 $\alpha$  相の再結晶サイトや  $\gamma$  相の析出サイトが減少したためであると考えられる。

Fig.2-25、30、34 より、再加熱・再加熱前圧下パス回数・再加熱後保持時間のいずれも組織の結晶方位分布に及ぼす顕著な影響は小さいことがわかる。しかし、その結晶方位分布のわずかな変化によって結晶粒が等軸化し、結晶学的コロニー中の粒界角度差が大きくなることで、コロニーが細分化されるため、セパレーションの抑制が期待される。

以上の考察に基づき、Fig.2-36 に本提案プロセスにおけるマイクロ組織の変化を示す。すなわち、 $\gamma$  均一相まで加熱後、圧下により導入された歪から続く急冷で再結晶が生じて  $\gamma$  微細組織となる。 $\alpha$  変態点以下まで急冷することでさらに微細な  $\alpha$  均一相になり、続く  $\alpha/\gamma$  二相低温域まで加熱後、圧下により扁平の  $\alpha$  に導入された歪が緩和されない程度の圧下パス回数・間隔で圧下することで、その歪から続く再加熱によって  $\alpha$  の再結晶と  $\gamma$  への逆変態で等軸微細な  $\alpha/\gamma$  二相組織となる。これを急冷することで、最終的に等軸微細な  $\alpha$  と析出した疑似パーライトの混合組織となると考えられる。

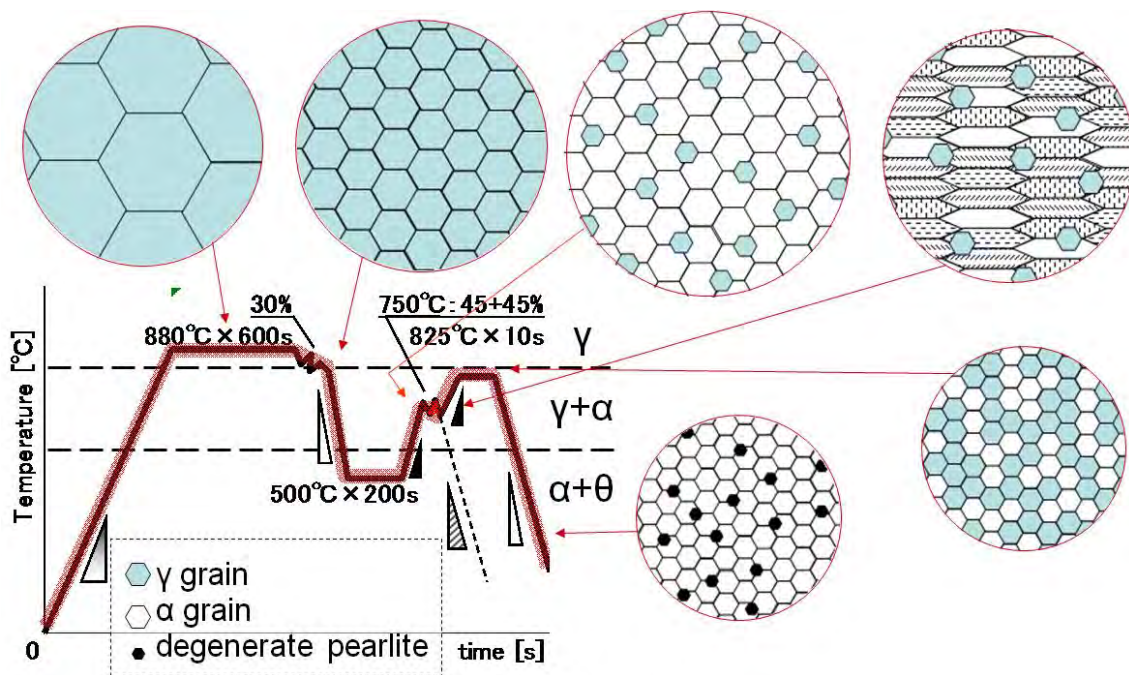


Fig.2-36 提案プロセスにおけるマイクロ組織の変化

## 2.4.2 実験室規模の鋼板試作

ここでは、2.4.1 の基礎実験の結果から選択された加工熱処理プロセスを用いて実験室規模の鋼板試作をした経緯と結果について説明する。

### 2.4.2.1 供試鋼材

2.1 の考察から実験に用いた試験片の化学成分は、2.4.1 と同様に、廃船鋼材を電気炉溶解することを想定し、降伏強度 355MPa 級の造船用高張力鋼相当の成分に電炉プロセスによる N 濃度増加分を仮定して、Table2-11 に示すようなものとした。

Table2-11 に示す化学成分を有する鋼塊の内、A と B をそれぞれ実験用 50kg の高周波真空溶解炉で溶製し、115mm 厚の鋼片とした。これを 1200°C×1h 保持後、表面温度 1000°C から熱間圧延 5 パスで約 100mm 幅×50mm 厚×約 900mm 長に成形し、鋸切断で長さ方向に 3 分割して圧延試料とした。Table2-11 で C の化学成分を有する鋼材は、市販の板厚 50mm の JIS G3101 一般構造用圧延鋼板 SS400 であり、ガス切断で 60mm 幅×50mm 厚×300mm 長に 4 分割した。圧延熱処理に供するに際しては、A と B の化学成分を有する鋼板も C と同じ寸法にするため、幅方向に合計 40mm 分鋸切断した。熱間圧延時の温度は、放射温度計で測定した。

Table2-11 供試鋼材の化学成分 (mass %)

| Symbol | C    | Si   | Mn   | P     | S     | Nb     | Al    | N     | O      |
|--------|------|------|------|-------|-------|--------|-------|-------|--------|
| A      | 0.15 | 0.20 | 1.0  | 0.016 | 0.005 | <0.003 | 0.010 | 0.015 | <0.001 |
| B      | 0.15 | 0.20 | 1.0  | 0.016 | 0.005 | 0.02   | 0.010 | 0.004 | <0.001 |
| C      | 0.16 | 0.21 | 0.62 | 0.015 | 0.003 | -      | 0.009 | -     | -      |

※ - は未分析



#### 2.4.2.2 圧延熱処理条件

圧延設備の性能は、ロール 400mm  $\phi$   $\times$  300mm 長、最大荷重 300t、最大速度 30m/min である。製造プロセスは Table2-12 に示す通りであり、950°Cの電気炉内に 1h 保持後、試料の板厚中心部に熱電対を装着すると同時に 20m/min で 40mm 厚まで圧延（圧延 A、圧下率 20%）後、約 12°C/sec で 650°Cまで水冷し、水冷停止後 500°Cになったところで 950°Cの電気炉に戻し、試料が 750°Cになったところで炉から取り出し、20m/min で 25mm 厚まで圧延し、直ちに圧延機を逆回転させて 15mm 厚まで圧延し（圧延 B、圧下率 37.5%+40%）、再度 950°Cの電気炉に戻して試料が 800、825、850°Cになったところで炉から取り出し、最後に約 30°C/sec で室温まで水冷、あるいは 500°Cまで水冷してから室温まで空冷した（比較材：WQC2、開発材：WQA2~5、WQB2~5）。ここで、圧延 B の 2 回の圧延入力時間の間隔は 12~21sec であった。試料の一部は、500°C $\times$ 1h 保持後空冷する焼戻し処理 TP を追加した（TP 材：WQA2~5TP、WQB2~5TP）。また、750°Cでの圧下後、再度 950°Cの電気炉に戻さずに急冷した試料もある（比較材：WQC1）。温度制御は、試料を 950°Cの電気炉で 1h 保持してから取り出した後、事前に試料側面の中央に加工した 1.5mm  $\phi$   $\times$  20mm 深の穴にクロメルアルメルシース熱電対 1mm  $\phi$  を挿入し、圧延 A で圧着して、以後、熱電対が破断しない限り継続して測定することで行った。熱電対が圧延熱処理の途中で破断した場合は、先に同条件で行った実験の時間温度データを参照し、狙いの温度変化に相当する時間経過で制御した。また、開発材との比較として 950°C $\times$ 1h 保持後、直ちに  $\gamma$  均一相の温度域で板厚 15mm まで多パス圧延して空冷した試料（通常材：ACA、ACB）を作成した。Sample の記号は、左の AC と WQ が空冷と急冷を、続く A と B と C は化学成分を、右の数字は圧延熱処理条件を意味する。

#### 2.4.2.3 ミクロ組織観察

各鋼材から板厚方向に長い直方体の観察片を切り出し、鏡面研磨、腐食した上で、SEM を用いてその板厚中心のミクロ組織を観察した。制御冷却した試料については、板厚 4 分の 1 と表面直下も観察した。平均  $\alpha$  粒径は、切片法（板厚中心付近の 2 $\times$ 1mm 程度の圧延方向断面の長方形領域に縦横 4 本ずつの任意の直線を引き、各直線の長さを直線と結晶粒界の交点数で割った値の平均値）で測定した。

#### 2.4.2.4 機械的特性試験

硬さ試験を行い、10kg 錘で Vickers 硬さを 5 回測定し、最大値と最小値を除く 3 点の平均値を算出した。急冷した試料については、板厚 1/4 と表面直下も測定した。通常材に対しては、上記と同様の方法で微小硬さ試験を行ない、 $\alpha$  とパーライトの Vickers 硬さ平均値を

測定した。

室温で引張試験を行い、降伏強度（以下、YS と称す）、引張強度（以下、TS と称す）、全伸び（以下、TEI と称す）、均一伸び（以下、UEI と称す）を測定した。YS は、下降伏強度（以下、LYS と称す）もしくは 0.2%耐力（以下、0.2%YS と称す）としたが、上降伏強度（以下、UYS と称す）も測定した。

Charpy 衝撃試験を行い、衝撃吸収エネルギーの脆性延性遷移曲線と脆性破面率の脆性延性遷移曲線を描き、上部棚エネルギー（以下、USE と称す）の半分の値となる温度（以下、 $vTrE$  と称す）と脆性破面率 50%の温度（以下、 $vTrs$  と称す）を測定すると共に、衝撃特性の異方性の指標として、シャルピー衝撃試験後の試験片破面上の圧延面に平行に発生した亀裂の長さの総和を V 字切欠き面積を除いた当該破面面積で割ったセパレーション指数（以下、SI 値と称する）を測定した。一つの鋼材でも試験温度毎に異なる SI 値を示すが、その内最大の SI 値を  $SI_{max}$  とする。Fig.2-37 にセパレーション指数の測定方法を鋼材 WQB2 の試験温度が室温の破面の一例で示す。

Table2-12 圧延熱処理条件

| Sample | Heating    | Rolling | Cooling | Heating | Rolling | Cooling | Heating | Cooling | Heating | Cooling |            |    |       |       |
|--------|------------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|------------|----|-------|-------|
| ACA    | 950°C × 1h | 50mm→   | AC      |         |         |         |         |         |         |         |            |    |       |       |
| ACB    |            | 40mm→   |         |         |         |         |         |         |         |         |            |    |       |       |
| WQC1   |            | 30mm→   | WQ      |         |         |         |         |         |         |         |            |    |       |       |
| WQC2   |            | 20mm→   |         |         |         |         |         |         |         |         |            |    |       |       |
| WQA2   |            | 15mm    | 850°C   |         |         |         |         |         |         |         | WQ         |    |       |       |
| WQB2   |            |         | 825°C   |         |         |         |         |         |         |         |            |    |       |       |
| WQA3   |            |         | 800°C   |         |         |         |         |         |         |         |            |    |       |       |
| WQB3   |            |         | 825°C   |         |         |         |         |         |         |         | WQ→        |    |       |       |
| WQA4   |            |         | 500°C→  |         |         |         |         |         |         |         |            |    |       |       |
| WQB4   |            |         | AC      |         |         |         |         |         |         |         | 500°C × 1h | AC |       |       |
| WQA5   |            | 50mm→   | 650°C→  |         |         |         |         |         |         |         |            |    | 750°C | 40mm→ |
| WQB5   |            | 40mm    | AC→     |         |         |         |         |         |         |         |            |    |       | 25mm→ |
| WQA2TP |            |         | 500°C   |         |         |         |         |         |         |         |            |    |       | 15mm  |
| WQB2TP |            |         |         |         |         |         |         |         |         |         |            |    |       |       |
| WQA3TP |            |         |         |         |         |         |         |         |         |         |            |    |       |       |
| WQB3TP |            |         |         |         |         |         |         |         |         |         |            |    |       |       |
| WQA4TP |            |         |         |         |         |         |         |         |         |         |            |    |       |       |
| WQB4TP |            |         |         |         |         |         |         |         |         |         |            |    |       |       |
| WQA5TP |            |         |         |         |         |         |         |         |         |         |            |    |       |       |
| WQB5TP |            |         |         |         |         |         |         |         |         |         |            |    |       |       |

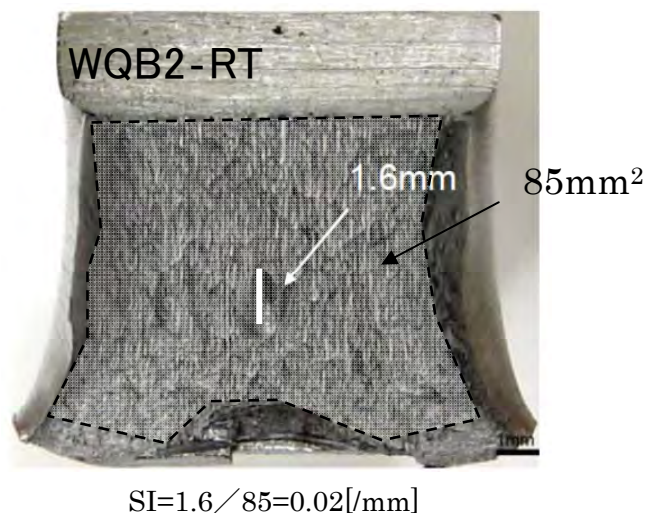


Fig.2-37 セパレーション指数の測定方法

#### 2.4.2.5 実験結果と考察

Table2-13 に全鋼材の板厚中心部（以下、Half と称す）における平均  $\alpha$  粒径を示し、Fig.2-38 に一部の鋼材の Half における  $\alpha/\theta$  組織の外観の一例を示す。Fig.2-39 には、板厚 1/4（以下、Quarter と称す）と表面直下（以下、Sub-surface と称す）における  $\alpha/\theta$  組織の外観の一例を示す。これらより、通常材の  $15\mu\text{m}$  程度に比べ、開発材は  $15\text{mm}$  の板厚全体に亘って約  $5\mu\text{m}$  の細粒化が可能となったことがわかった。特に N 添加材のほうがわずかに微細化したことが認められた。また、再加熱温度  $850^\circ\text{C}$  のプロセスは他の提案プロセスと比べ粗粒化が顕著であることがわかった。TP 材の粗粒化は、開発材に比べてそれほど顕著ではなかった。開発材のマイクロ組織の一部に残留マルテンサイトが認められたものの、TP 材ではそれが分解されたことが定性的に認められた。

Table2-14 に全鋼材の Half における Vickers 硬さを示す。いずれのプロセスにおいても、N 含有量にはかかわらず、開発材は TP 材に比べ硬いことが分かった。これは、Table2-13 に示したように N 添加材の方がわずかに細粒化したこと、また Table2-15 に示す微小硬さ試験の結果において N 添加材の  $\alpha$  が硬化する一方でパーライトの硬さがわずかに低下したことから、 $\alpha$  は N によって固溶強化したが、パーライトは炭素量が減少して硬さへの寄与が低下したことなどが考えられる。

Table2-16 に全鋼材の各種機械的特性を示す。

Fig.2-40 に比較材の公称応力公称歪曲線を示す。 $750^\circ\text{C}$  圧延まま急冷した WQC1 に対して、 $\gamma$  域への再加熱後に急冷した WQC2 では、TS が  $50\text{MPa}$  程度低下したものの、目標値を上回る  $500\text{MPa}$  以上の高強度を維持しつつ、UEI と TEI が共に増加した。

Fig.2-41 に通常材と開発材（WQA3、WQB3）と TP 材（WQA3TP、WQB3TP）の公称応力公称歪曲線の比較を示す。開発材は若干 TEI が低下したものの、TS は増加した。また、開発材に比べ TP 材の TS は  $30\text{MPa}$  程度減少したが、 $490\text{MPa}$  以上を示した。

Fig.2-42 に TS と TEI で全鋼材を整理して示す。通常材は他と比べ TEI が大きいものの TS が低いことが認められた。WQC1 と WQC2 の比較から、 $\alpha/\gamma$  二相域への再加熱は TS をそれほど低減させずに TEI を向上させることができると考えられる。開発材と TP 材を比較すると、開発材では通常材よりも圧倒的に TS が優れた一方で TEI が低下したが、焼戻しによってそれほど TS を低減させずに TEI を通常材の水準に近づけることができた。特に N 添加材は無添加材に比べて高い TS を示し、焼戻しによる TEI の改善も大きかった。

Fig.2-43 に YS と TEI で全鋼材を整理して示す。開発材はいずれも通常材に比べて TEI が減少したものの、YS は  $355\text{MPa}$  以上に向上した。中でも WQATP は TEI を 26%以上に維持しながら高水準の YS を示した。

Fig.2-44 に AR と TEI で全鋼材を整理して示す。通常材以外は、AR が TEI に対して線形に増加する傾向にあり、断面を収縮させることで破断を回避していることがわかった。

Fig.2-45 に TS と UEI で全鋼材を整理して示す。この場合は TEI とは異なり、焼戻しが

必ずしも UEI を改善する傾向にないことが認められる。ただし、N 添加材についてはわずかながら UEI を改善する傾向にあり、この傾向の違いが TEI の改善の度合いの違いとして表れたと考えられる。

Fig.2-46 に $-196^{\circ}\text{C}$ 、 $-120^{\circ}\text{C}$ 、 $-80^{\circ}\text{C}$ 、 $-40^{\circ}\text{C}$ 、 $0^{\circ}\text{C}$ で行なった Charpy 衝撃試験後の通常材と開発材 (WQA2、WQB2) と比較材の破面を並べて示す。 $-196^{\circ}\text{C}$ と $-120^{\circ}\text{C}$ ではいずれの鋼材もほぼ 100%の脆性破面であったが、通常材と開発材と比較材の順に高温になるにつれて延性破面が増加した様子が認められた。Fig.2-47~49 には、 $-80^{\circ}\text{C}$ 、 $-40^{\circ}\text{C}$ 、室温で行った Charpy 衝撃試験後の破面の一例、特に SI 値の測定状態を示す。通常材はいずれの破面でもセパレーションを確認することができず、開発材で $-80^{\circ}\text{C}$ 、比較材で $-40^{\circ}\text{C}$ の破面を中心にセパレーションが確認された。Fig.2-50 には、通常材と比較材と開発材 (WQA2、WQB2) の脆性延性エネルギー遷移曲線を示す。通常材では N 濃度上昇による  $v\text{TrE}$  の上昇と USE の低下で示される破壊衝撃特性の低下が顕著であったのに対し、開発材では N 濃度による破壊衝撃特性への影響が少なかった。これより、開発プロセスによる細粒化が N 濃度の影響を相殺する要因となり得ることが示唆されたものの、通常材では USE が 200J 程度であるのに対し、開発材では 110J 程度であった。これらの原因は不明であった。

Fig.2-51 に通常材と比較材と開発材 (WQA2、WQB2) の SI 値の温度変化を示す。通常材は、 $\gamma$  域圧延のため、すべての温度域において SI 値は 0/mm であった。開発材は、 $-80^{\circ}\text{C}$  で SI 値が最大の約 0.18/mm を示した。 $\alpha/\gamma$  二相域再加熱無しの WQC1 が $-40^{\circ}\text{C}$ において  $\text{SI}_{\text{max}}$  が 0.19/mm であったのに対し、 $\alpha/\gamma$  二相域再加熱有りの WQC2 が 0.13/mm と 0.6/mm 減少したことから、 $\alpha/\gamma$  二相域再加熱による SI 値への効果が示された。

Table2-17 に通常材と開発材と TP 材の Charpy 衝撃特性を示す。

Fig.2-52 に開発材と TP 材の脆性延性エネルギー遷移曲線を、Fig.2-53 に脆性延性破面率遷移曲線を示す。開発材と TP 材の破壊衝撃特性の総合的な評価として、 $v\text{TrE}$  は $-100^{\circ}\text{C}$  ~  $-60^{\circ}\text{C}$ 程度、 $v\text{Trs}$  は $-100^{\circ}\text{C}$  ~  $-40^{\circ}\text{C}$ 程度の範囲であること、USE は 110J ~ 75J 程度の範囲であることがわかった。

Fig.2-54 には、開発材と TP 材の SI 値の温度変化を示す。全般的に焼戻しにより SI 値が低下することが認められた。これは、焼戻しによって再結晶が生じ、結晶粒の等軸性が助長されたものと推定される。一部、WQA5 と WQB5 の場合は焼戻しによって SI 値の増加が見られたが、この原因は不明であり、より詳細な検証には EBSD や X 線による測定が必要と考えられる。

Fig.2-55 に通常材と開発材と TP 材を最終冷却で  $500^{\circ}\text{C}$ から空冷したプロセス (WQA5、WQB5、WQA5TP、WQB5TP) を除いて、 $v\text{TrE}$  と再加熱温度で整理して示す。通常材は、N 無添加材に比べて N 添加材の  $v\text{TrE}$  がより高温になった。開発材は N 添加に関わらず再加熱温度が  $850^{\circ}\text{C}$  (WQA2、WQB2) になると  $v\text{TrE}$  がより高温になり、再加熱温度が  $825^{\circ}\text{C}$  で  $v\text{TrE}$  が最低温度を記録した。焼戻し処理により再加熱温度が  $850^{\circ}\text{C}$  のプロセス

(WQA2TP、WQB2TP) は N 添加の有無にかかわらず  $vTrE$  が低温化した。その他の再加熱温度のプロセスは N 添加の有無にかかわらず高温化したり、わずかに低温化したりした。

Fig.2-56 に通常材と開発材と TP 材を  $vTrE$  と  $vTrs$  で整理して示す。 $vTrE$  と  $vTrs$  はほぼ一対一に対応していたことから、今後の議論では DBTT として  $vTrE$  を用いることにした。

Fig.2-57 に通常材と開発材と TP 材を  $vTrE$  と  $SI_{max}$  で整理して示す。通常材は  $\gamma$  域圧延のため、 $vTrE$  に関わらず  $SI_{max}$  は 0 であった。開発材と TP 材は  $vTrE$  が低温ほど  $SI_{max}$  が低下する傾向が認められた。これは、今回の Charpy 衝撃試験が圧延面に対して垂直な方向から衝撃を加えたことから、セパレーションの発生が靱性を低下させる方向に作用したためであると考えられる。

Fig.2-58 に通常材と開発材と TP 材を引張特性の代表値とした TS と衝撃特性の代表値とした  $vTrE$  で整理して示す。左上に行くほど総合的な特性が高い (TS が高く、DBTT が低温側) と考えると、開発材および TP 材の一部が通常材の特性を上回った。同様に、Fig.2-59 には TS の代わりに YS で整理して示す。

Fig.2-60 に通常材と開発材と TP 材を TEI と  $vTrE$  で整理して示す。全般的に左下がりの傾向が認められ、TEI と  $vTrE$  の相反的な関係が示唆された。その中でも WQATP の一部は  $vTrE$  がより低温で且つ TEI がより高い値を示した。

Table2-18 に全鋼材の特性値を目標の特性値と比較して示す (赤い太字が目標値を達成した鋼材)。YS、TS、 $SI_{max}$  については全開発材と TP 材で目標値を達成した。 $vTrE$  および  $vTrs$  については、目標値を達成したのは開発材のうち再加熱温度 800°C と 825°C のプロセスで、TP 材のうち再加熱温度 850°C のプロセスであった。これは、再加熱温度 850°C で結晶粒径がわずかに粗粒化したこと、開発材で残留マルテンサイトが存在したこと、焼戻した TP 材で残留マルテンサイトが分解されたもののリン等の不純物が旧  $\gamma$  粒界に偏析して衝撃特性を劣化させたことなどが推定されるが、この検証には更なる調査が必要と考えられる。また、通常材では N 濃度上昇による靱性低下が顕著であったのに対し、開発材では N 濃度の靱性に及ぼす影響に傾向は認められなかった。これは、細粒化効果と推定されるが、さらなる調査が必要と考えられる。

Table2-13 全鋼材の平均結晶粒径

| Sample | $\mu\text{m}$ | Sample | $\mu\text{m}$ |
|--------|---------------|--------|---------------|
| ACA    | 14.9          | WQC1   | 2.4           |
| ACB    | 14.8          | WQC2   | 4.3           |
| WQA2   | 5.2           | WQA2TP | 5             |
| WQA3   | 3.9           | WQA3TP | 4             |
| WQA4   | 3.9           | WQA4TP | 3.9           |
| WQA5   | 4             | WQA5TP | 4             |
| WQB2   | 5.4           | WQB2TP | 5.6           |
| WQB3   | 4             | WQB3TP | 3.9           |
| WQB4   | 4.3           | WQB4TP | 4.2           |
| WQB5   | 4.2           | WQB5TP | 4             |

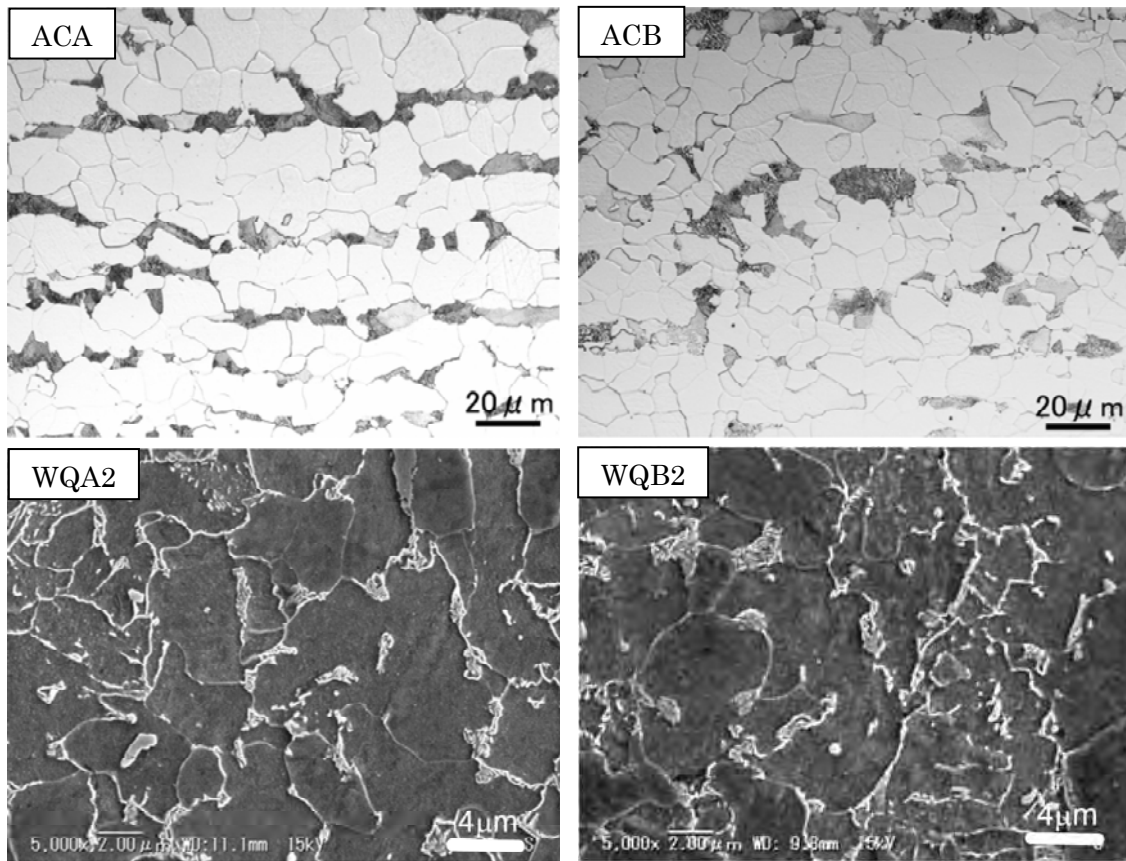


Fig.2-38 通常材と開発材と TP 材の Half のマイクロ組織

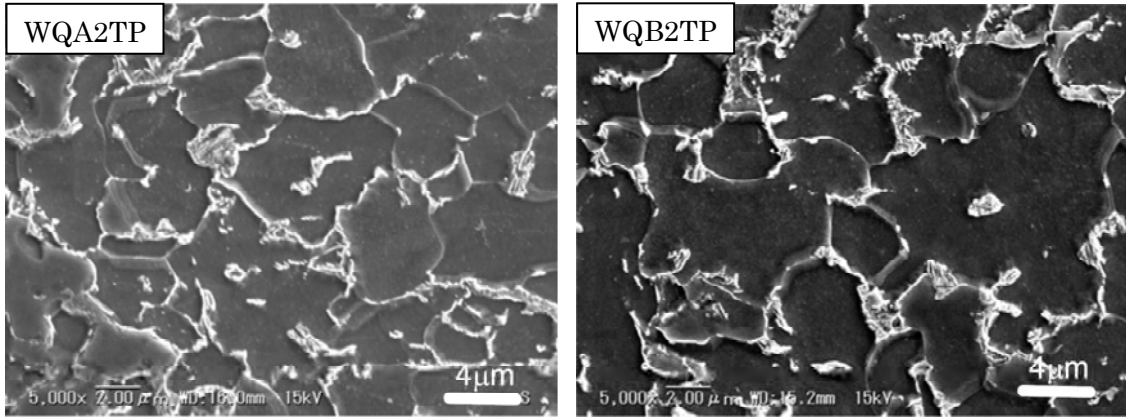


Fig.2-38 (続) 通常材と開発材と TP 材の Half のマイクロ組織

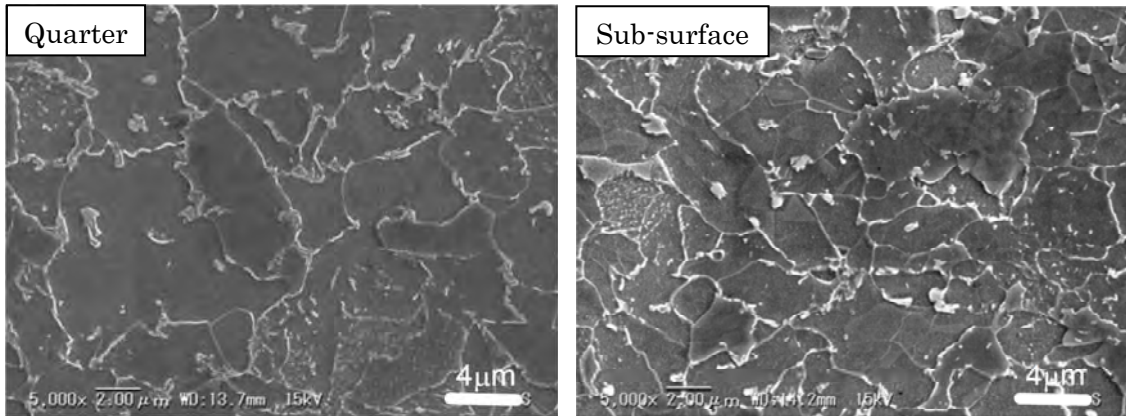


Fig.2-39 WQA2 の Quarter と Sub-surface のマイクロ組織

Table2-14 全鋼材の Vickers 硬さ

| Sample | HV(10kg) | Sample | HV(10kg) |
|--------|----------|--------|----------|
| ACA    | 137      | WQC1   | 172      |
| ACB    | 133      | WQC2   | 165      |
| WQA2   | 178      | WQA2TP | 164      |
| WQA3   | 182      | WQA3TP | 168      |
| WQA4   | 170      | WQA4TP | 165      |
| WQA5   | 161      | WQA5TP | 160      |
| WQB2   | 169      | WQB2TP | 166      |
| WQB3   | 174      | WQB3TP | 159      |
| WQB4   | 202      | WQB4TP | 173      |
| WQB5   | 159      | WQB5TP | 152      |



Table2-15 比較材のフェライトとパーライトの微小 Vickers 硬さ

| Sample | micro HV |          |
|--------|----------|----------|
|        | Ferrite  | Pearlite |
| ACA    | 121      | 253      |
| ACB    | 116      | 257      |

Table2-16 全鋼材の機械的特性一覧

| Sample | UYS | LYS | 0.2%YS | TS  | TEI  | UEI  | UYS/TS | LYS/TS | 0.2%YS/TS | AR   |
|--------|-----|-----|--------|-----|------|------|--------|--------|-----------|------|
|        | MPa | MPa | MPa    | MPa | %    | %    |        |        |           | %    |
| ACA    | 463 | 333 |        | 489 | 31.2 | 21.0 | 0.95   | 0.68   |           | 78.5 |
| ACB    | 447 | 332 |        | 465 | 30.6 | 19.5 | 0.96   | 0.71   |           | 79.3 |
| WQC1   | 458 | 433 |        | 563 | 22.4 | 13.3 | 0.81   | 0.77   |           | 76.3 |
| WQC2   |     |     | 355    | 507 | 25.0 | 14.6 |        |        | 0.70      | 74.3 |
| WQA2   | 462 | 441 |        | 594 | 25.9 | 16.0 | 0.78   | 0.74   |           | 89.2 |
| WQA3   | 401 | 391 |        | 586 | 26.9 | 16.8 | 0.68   | 0.67   |           | 81.5 |
| WQA4   | 426 | 410 |        | 590 | 24.9 | 16.7 | 0.72   | 0.69   |           | 75.5 |
| WQA5   | 450 | 432 |        | 591 | 25.9 | 15.4 | 0.76   | 0.73   |           | 77.4 |
| WQB2   | 413 | 389 |        | 561 | 29.0 | 17.8 | 0.74   | 0.69   |           | 86.8 |
| WQB3   | 408 | 398 |        | 577 | 27.1 | 17.4 | 0.71   | 0.69   |           | 83.7 |
| WQB4   | 430 | 422 |        | 582 | 26.1 | 16.0 | 0.74   | 0.73   |           | 79.9 |
| WQB5   | 415 | 385 |        | 529 | 27.8 | 15.6 | 0.78   | 0.73   |           | 75.3 |
| WQA2TP | 562 | 452 |        | 568 | 28.1 | 17.2 | 0.99   | 0.80   |           | 88.3 |
| WQA3TP | 497 | 420 |        | 553 | 28.0 | 16.4 | 0.90   | 0.76   |           | 89.5 |
| WQA4TP | 494 | 428 |        | 555 | 26.2 | 16.2 | 0.89   | 0.77   |           | 87.9 |
| WQA5TP | 400 | 383 |        | 526 | 29.4 | 17.1 | 0.76   | 0.73   |           | 80.2 |
| WQB2TP |     |     | 412    | 528 | 27.7 | 16.3 |        |        | 0.78      | 86.3 |
| WQB3TP | 464 | 403 |        | 537 | 27.2 | 15.9 | 0.86   | 0.75   |           | 72.8 |
| WQB4TP | 458 | 403 |        | 534 | 26.6 | 15.3 | 0.86   | 0.75   |           | 95.4 |
| WQB5TP | 389 | 371 |        | 513 | 28.8 | 17.7 | 0.76   | 0.72   |           | 79.6 |

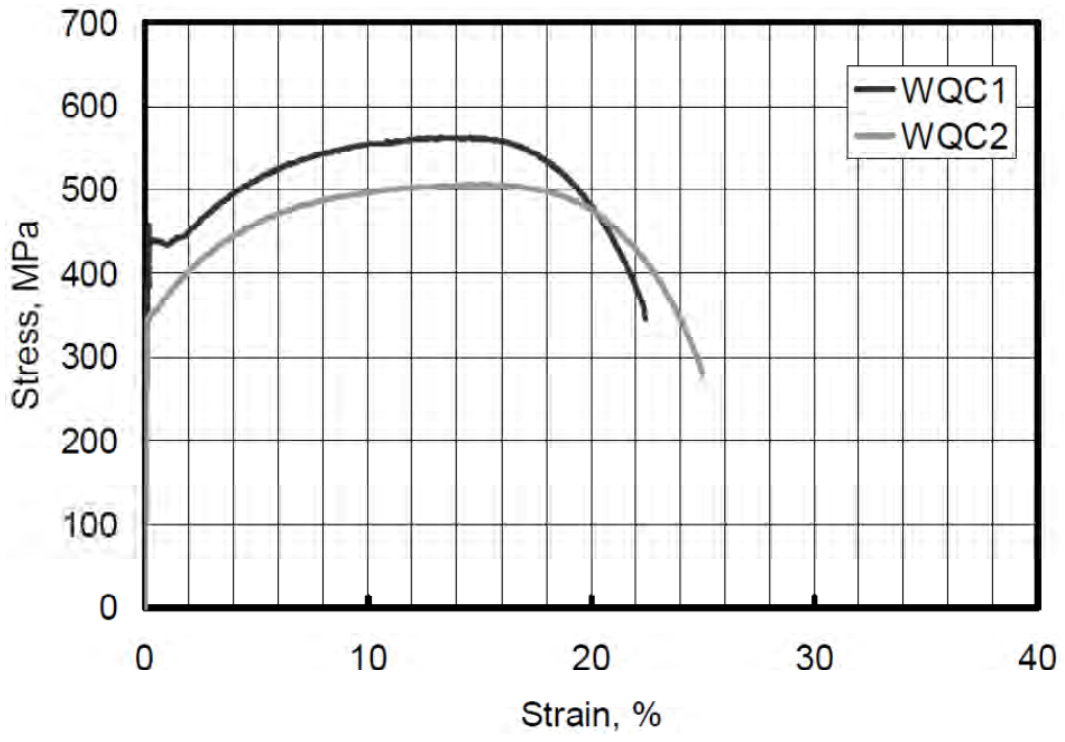


Fig.2-40 比較材の公称応力公称歪曲線

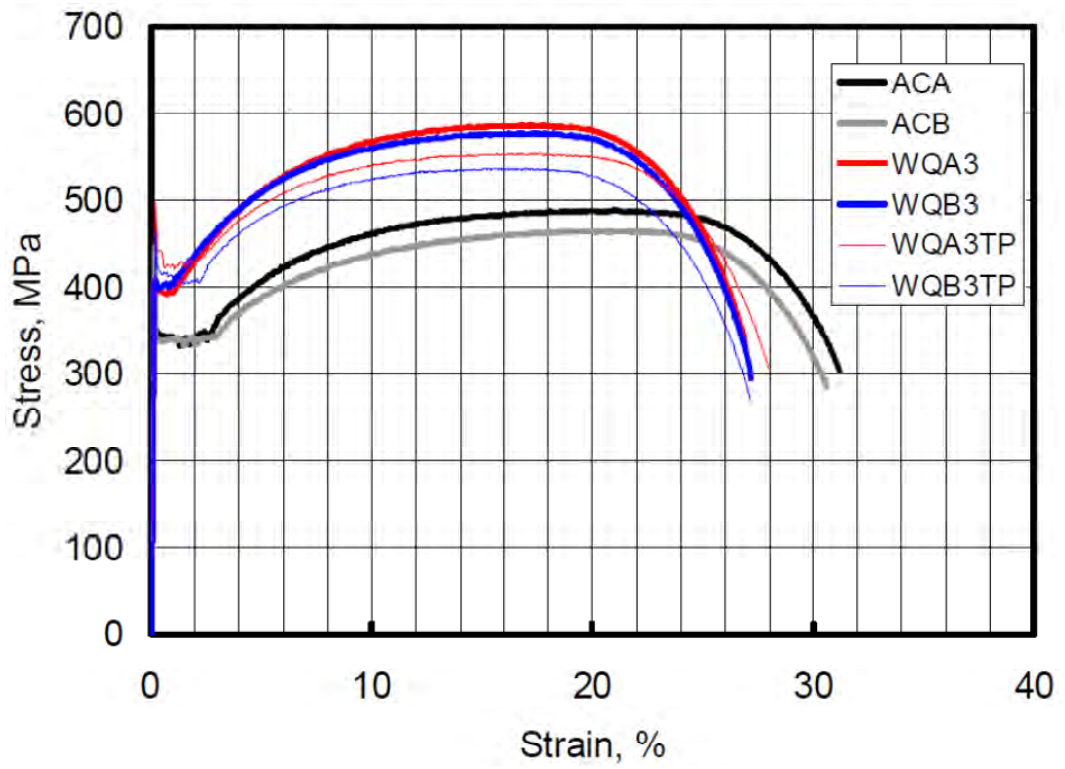


Fig.2-41 通常材と開発材と TP 材の公称応力公称歪曲線

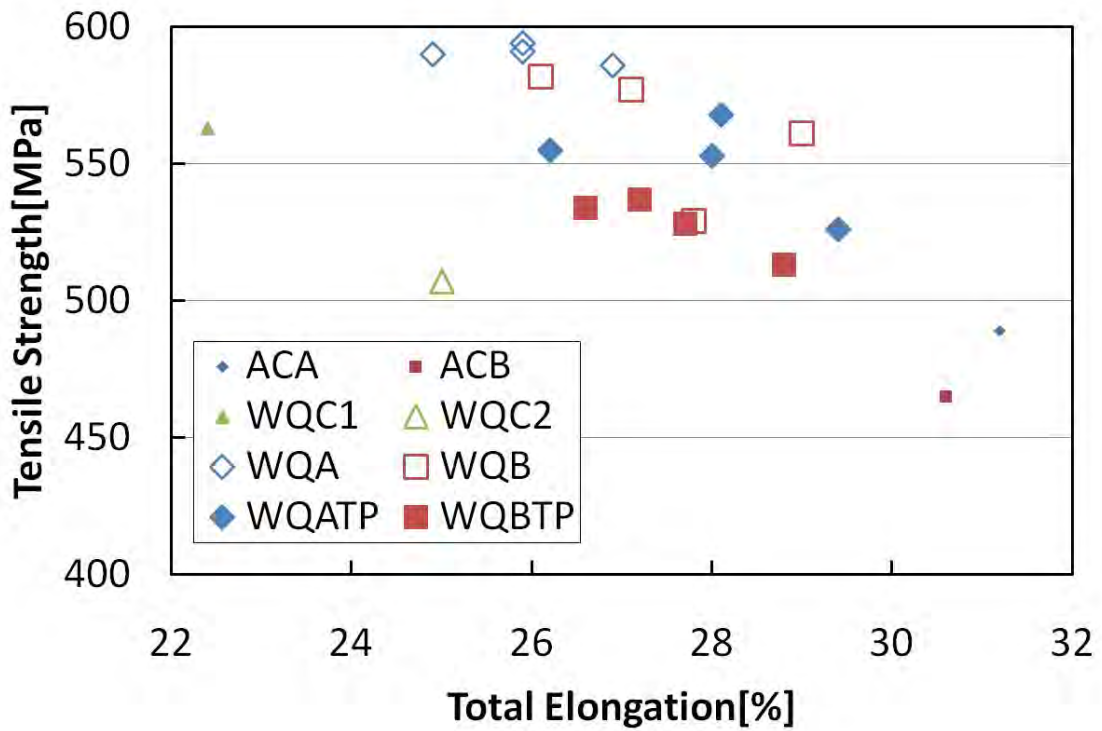


Fig.2-42 通常材と比較材と開発材と TP 材の化学組成毎の引張強度と全伸びバランスの比較

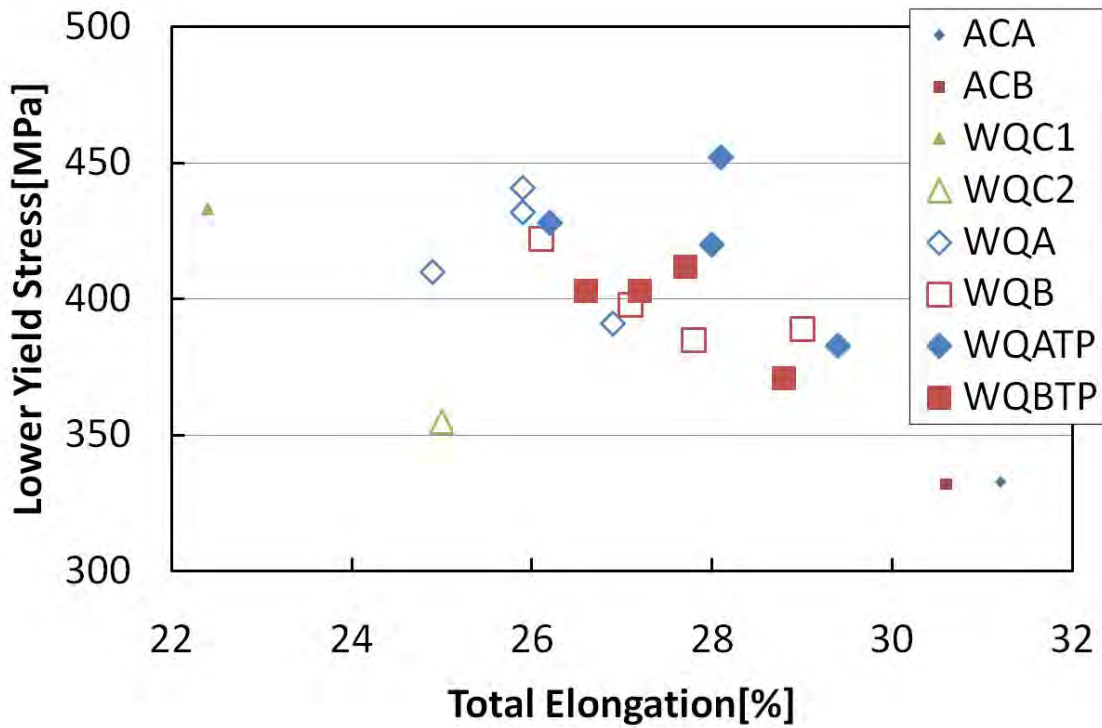


Fig.2-43 通常材と比較材と開発材と TP 材の化学組成毎の降伏強度と全伸びバランスの比較

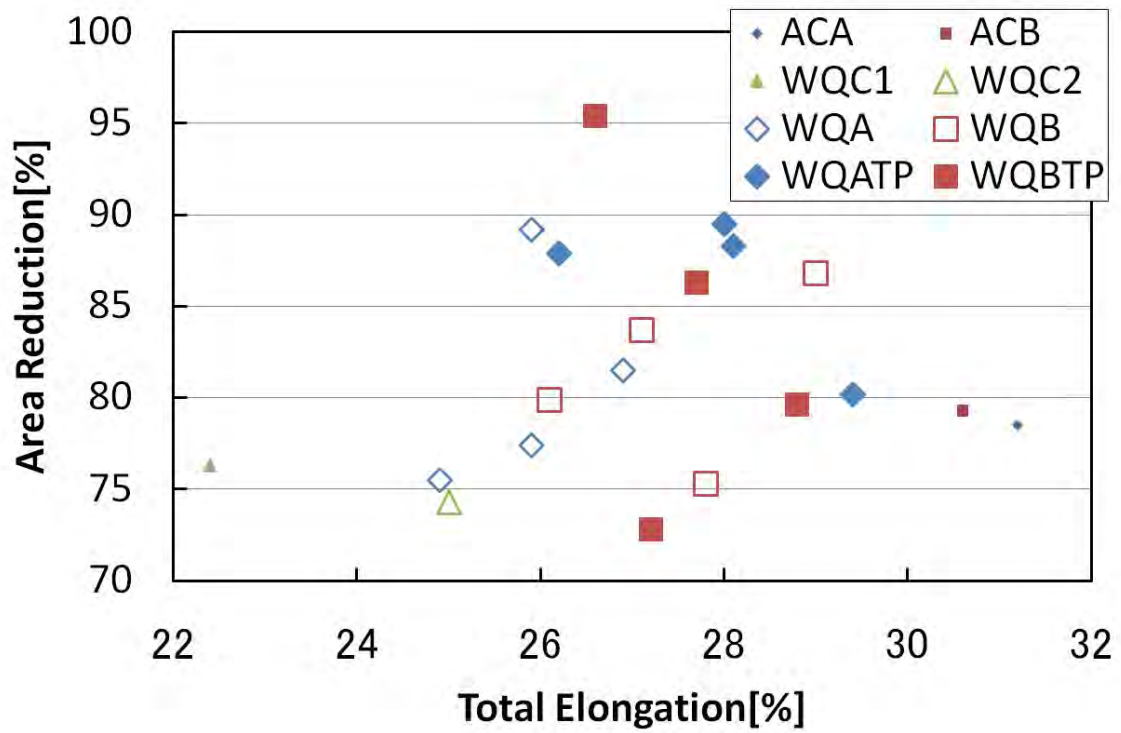


Fig.2-44 通常材と比較材と開発材と TP 材の化学組成毎の断面収縮率と全伸びバランスの比較

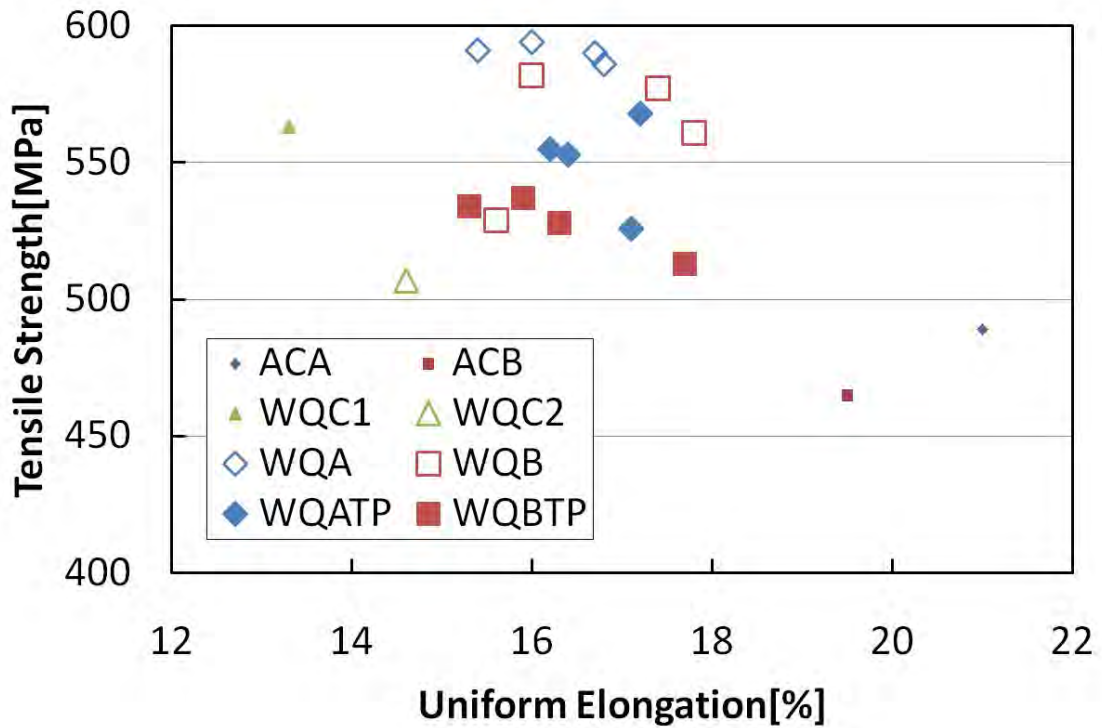


Fig.2-45 通常材と比較材と開発材と TP 材の化学組成毎の引張強度と均一伸びバランスの比較

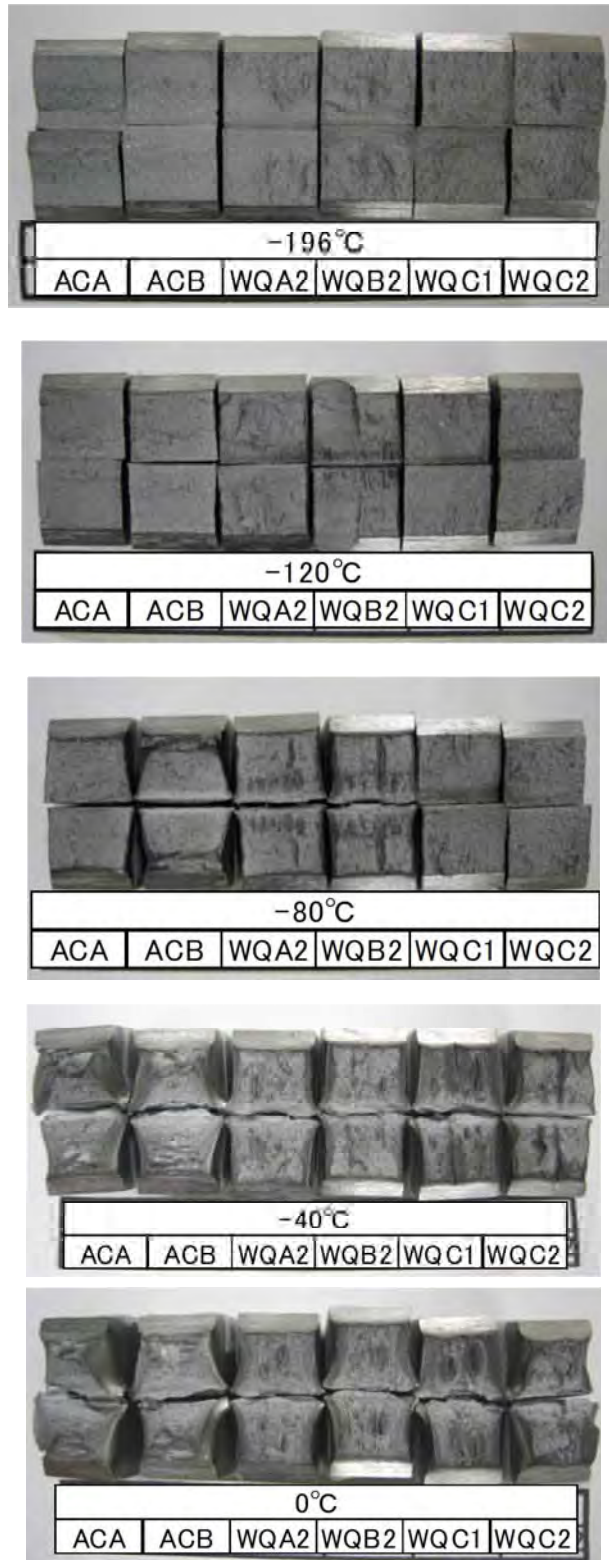


Fig.2-46 通常材と比較材と開発材（WQA2、WQB2）の  
 - 196℃、 - 120℃、 - 80℃、 - 40℃、 0℃における Charpy 衝撃試験破面

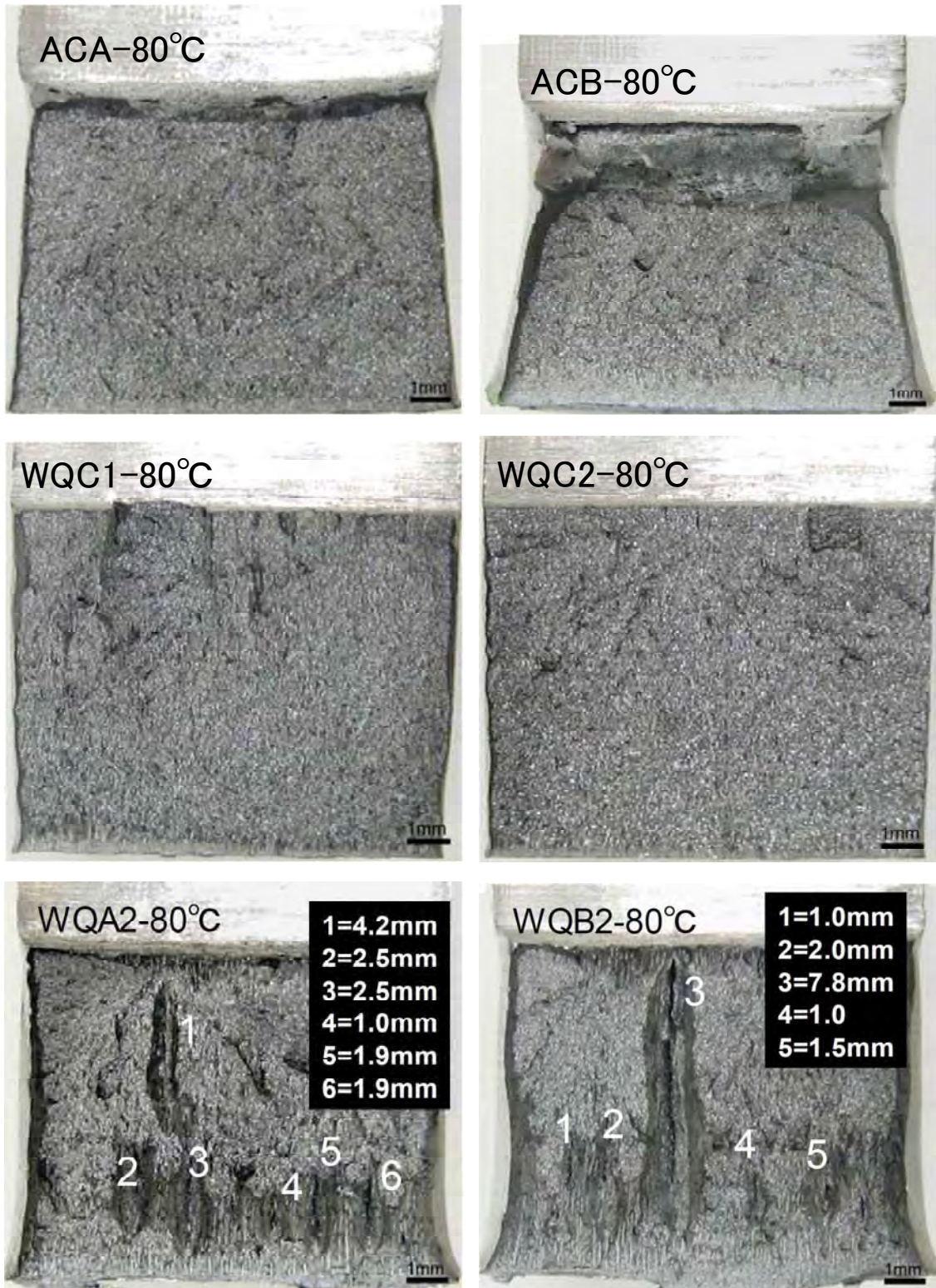


Fig.2-47 通常材と比較材と開発材（WQA2、WQB2）の-80°Cにおける Charpy 衝撃試験破面と SI 値測定状況

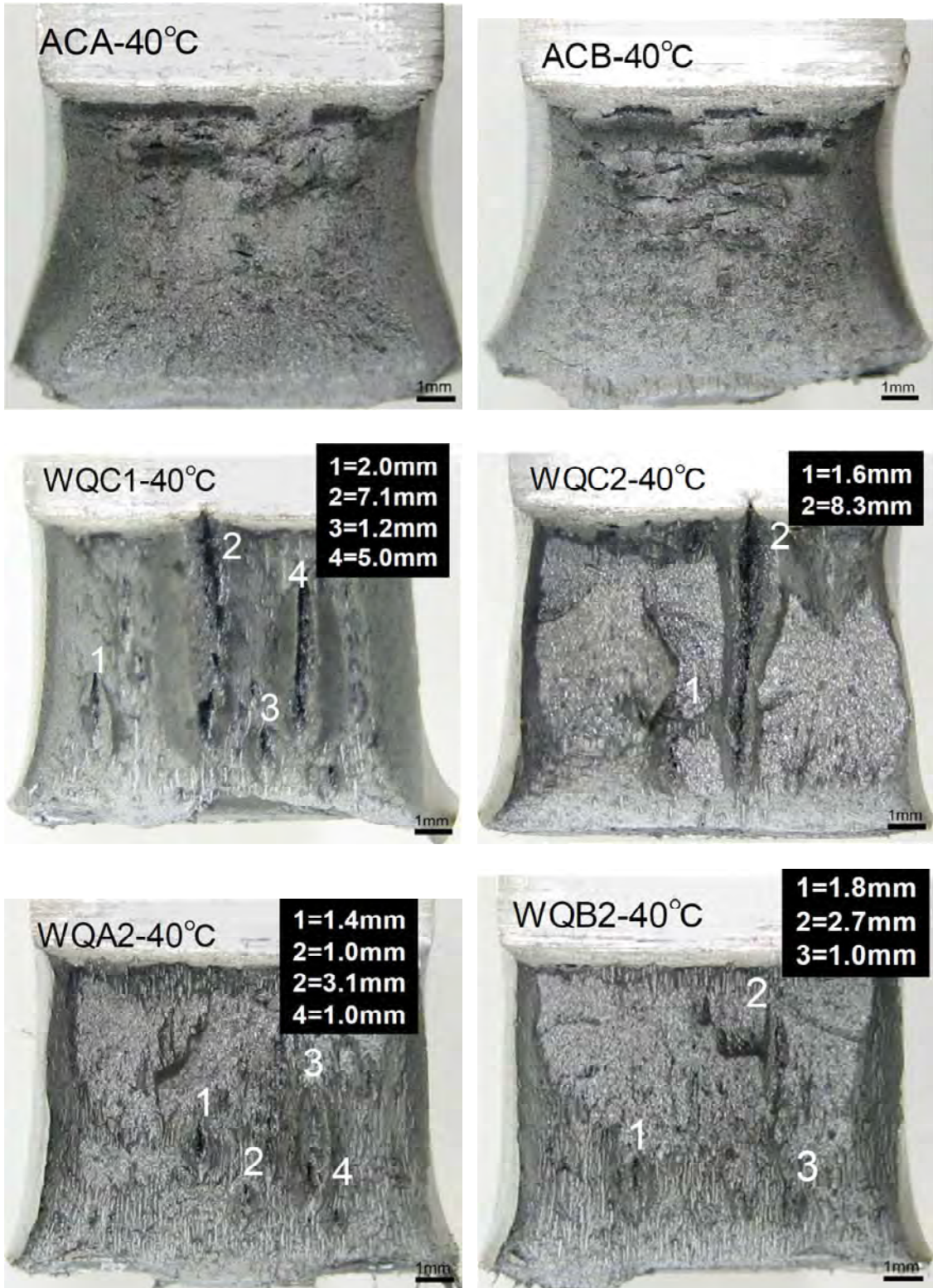


Fig.2-48 通常材と比較材と開発材（WQA2、WQB2）の-40°Cにおける Charpy 衝撃試験破面と SI 値測定状況

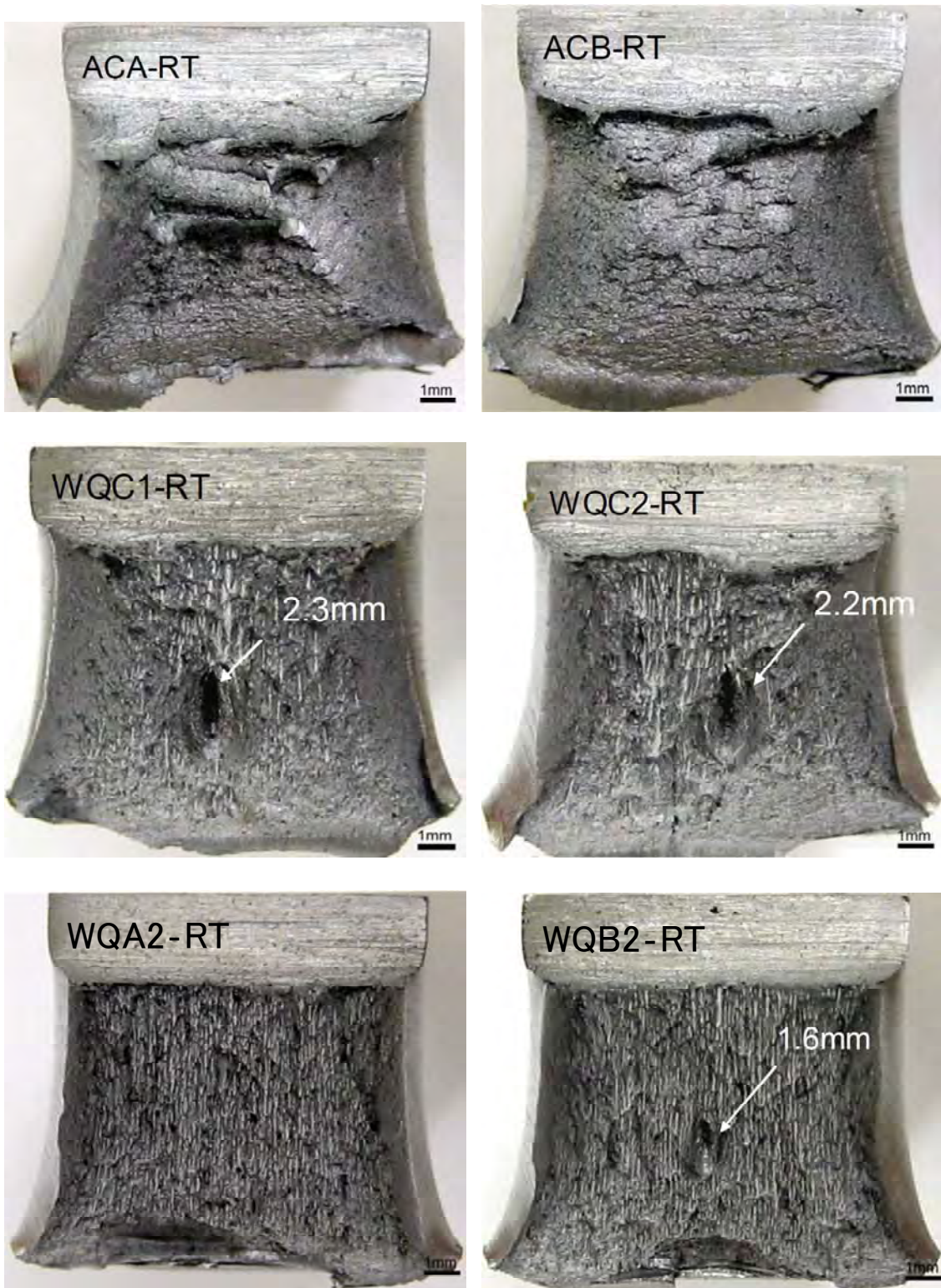


Fig.2-49 通常材と比較材と開発材（WQA2、WQB2）の室温における Charpy 衝撃試験破面と SI 値測定状況



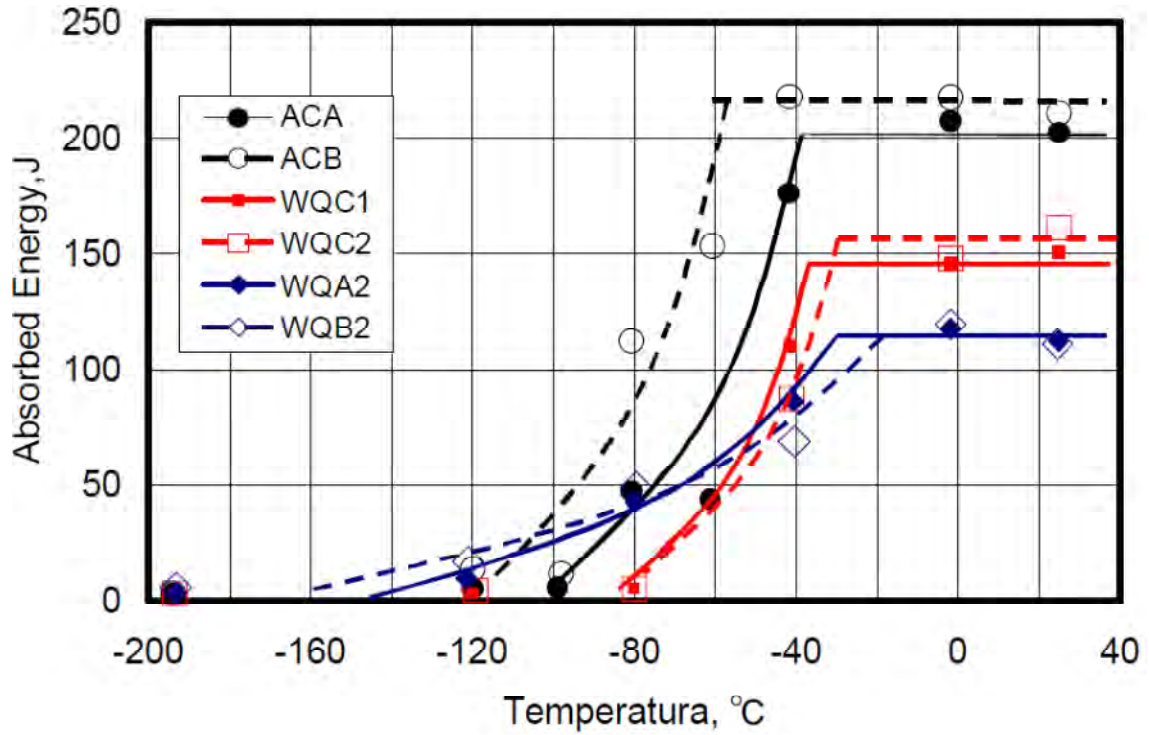


Fig.2-50 通常材と比較材と開発材 (WQA2、WQB2) のエネルギー遷移曲線

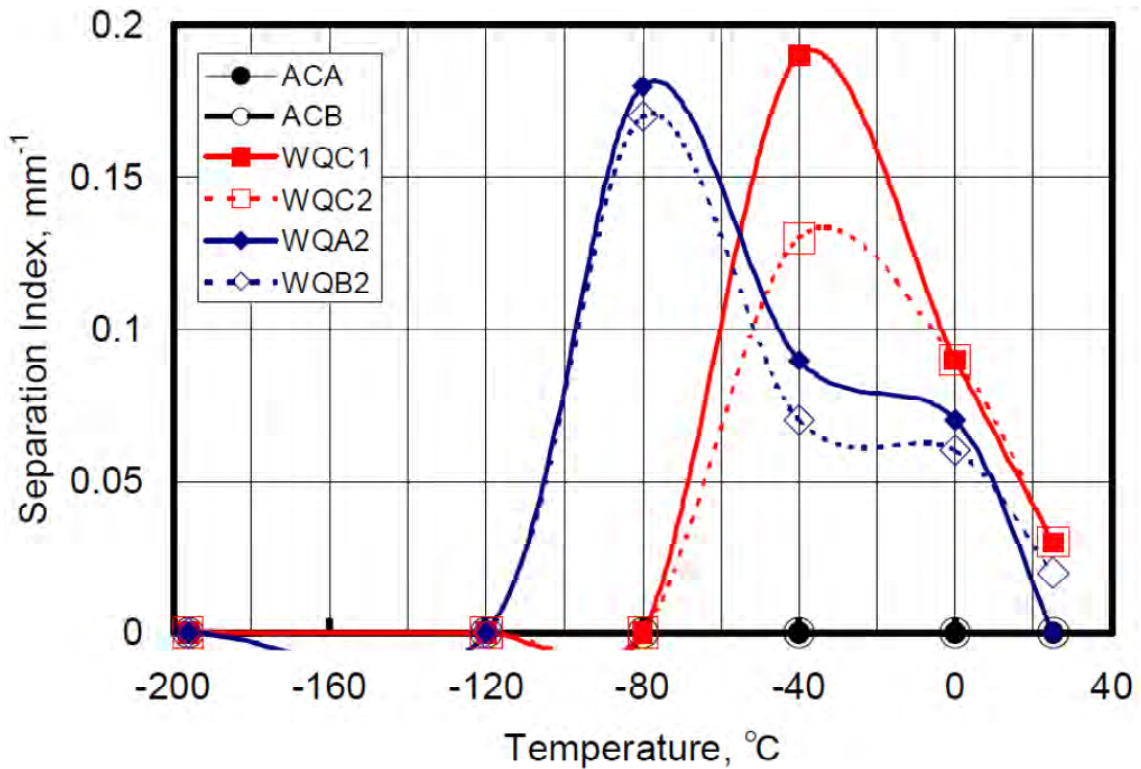


Fig.2-51 通常材と比較材と開発材 (WQA2、WQB2) の SI 値の温度依存性

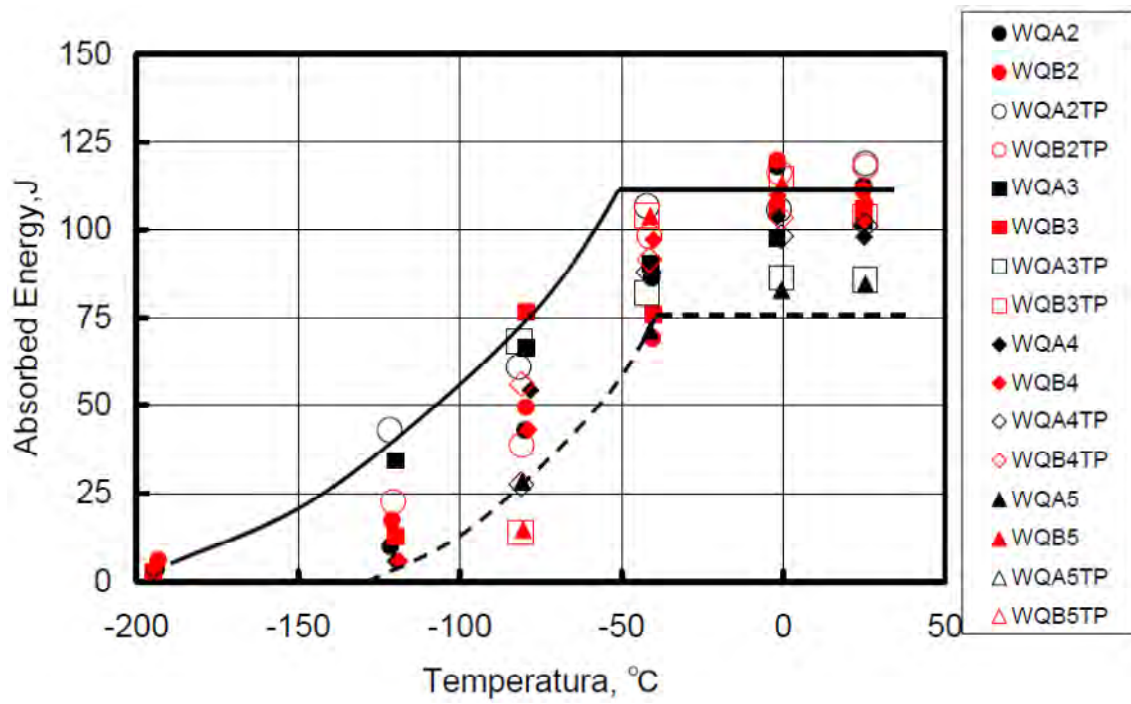


Fig.2-52 開発材と TP 材の脆性延性エネルギー遷移曲線

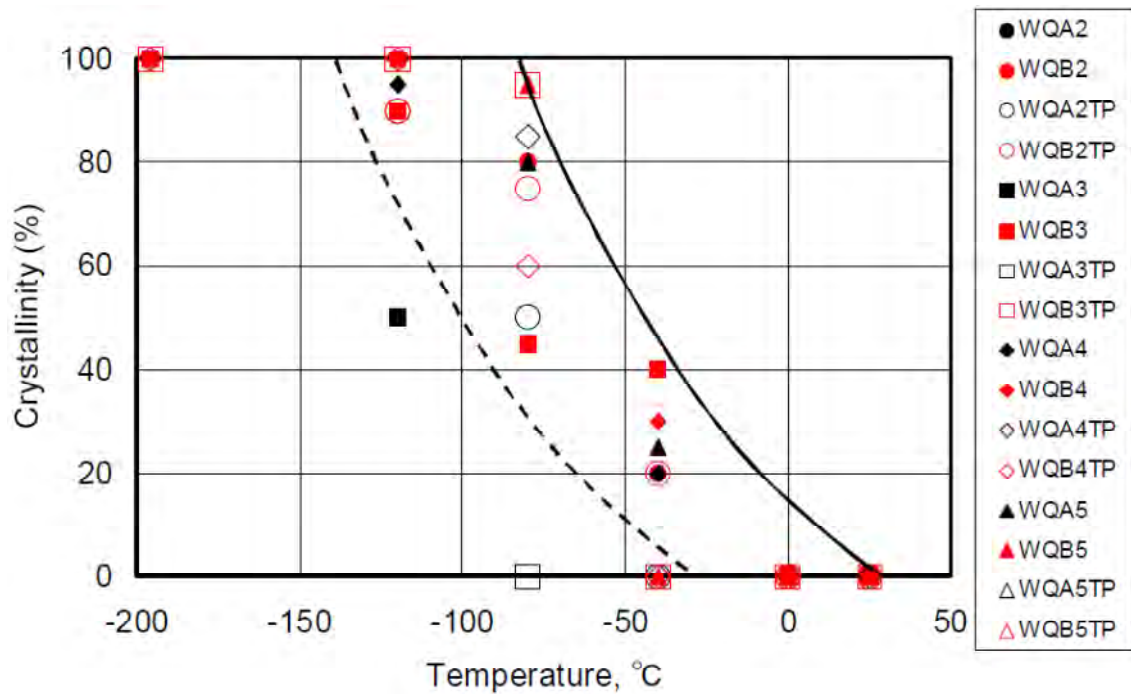


Fig.2-53 開発材と TP 材の脆性延性破面遷移曲線

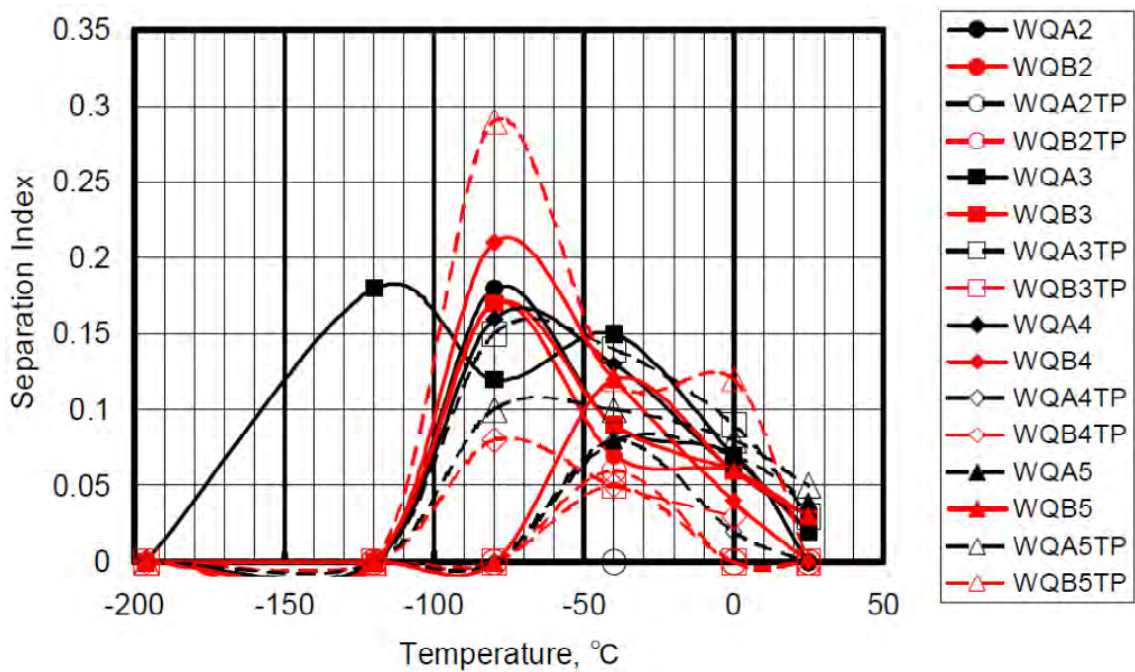


Fig.2-54 開発材と TP 材の SI 値の温度依存性

Table2-17 通常材と開発材と TP 材の Charpy 衝撃特性一覧

| Sample | USE | vTrE | vTrs | SI <sub>max</sub> |
|--------|-----|------|------|-------------------|
|        | J   | °C   | °C   | /mm               |
| ACA    | 205 | -58  | -65  | 0                 |
| ACB    | 220 | -75  | -80  | 0                 |
| WQA2   | 116 | -64  | -52  | 0.18              |
| WQA3   | 98  | -80  | -113 | 0.18              |
| WQA4   | 100 | -77  | -87  | 0.16              |
| WQA5   | 82  | -62  | -62  | 0.08              |
| WQB2   | 111 | -62  | -52  | 0.17              |
| WQB3   | 107 | -95  | -93  | 0.17              |
| WQB4   | 105 | -77  | -76  | 0.21              |
| WQB5   | 109 | -55  | -60  | 0.12              |
| WQA2TP | 114 | -95  | -83  | 0                 |
| WQA3TP | 85  | -87  | -102 | 0.15              |
| WQA4TP | 102 | -66  | -66  | 0.08              |
| WQA5TP | 96  | -62  | -50  | 0.1               |
| WQB2TP | 115 | -77  | -72  | 0.06              |
| WQB3TP | 107 | -63  | -62  | 0.05              |
| WQB4TP | 103 | -81  | -76  | 0.08              |
| WQB5TP | 104 | -63  | -64  | 0.29              |

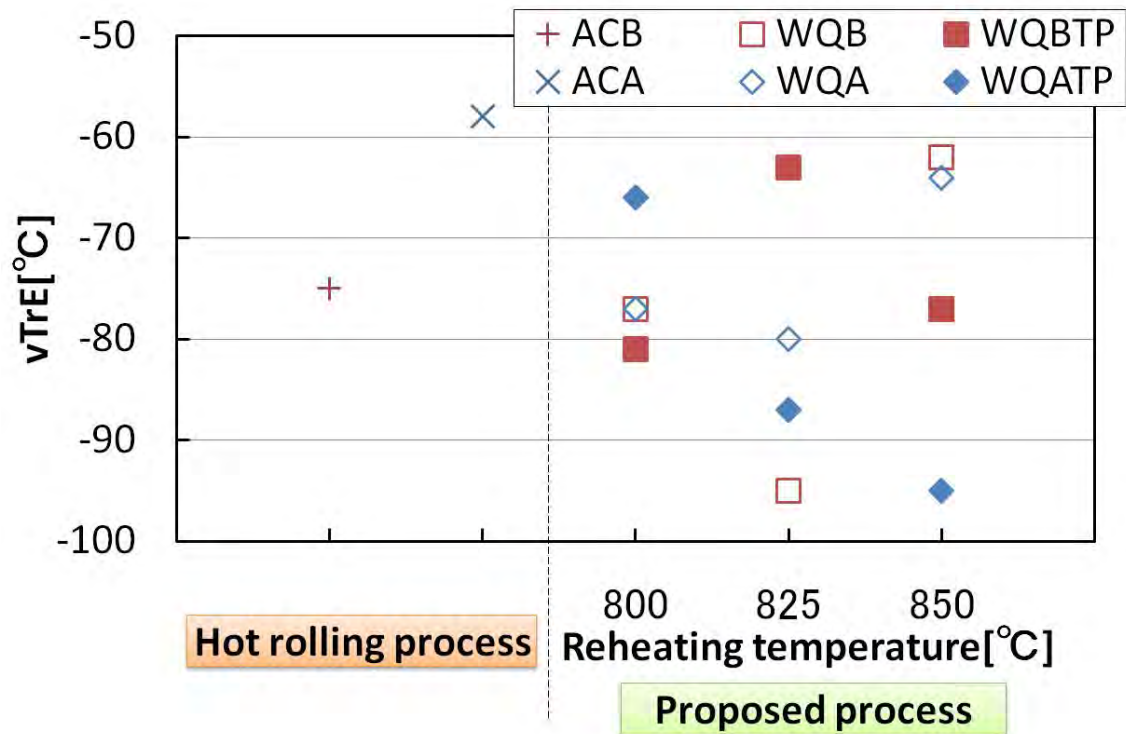


Fig.2-55 通常材と開発材と TP 材の化学組成毎の再加熱温度と vTrE バランスの比較

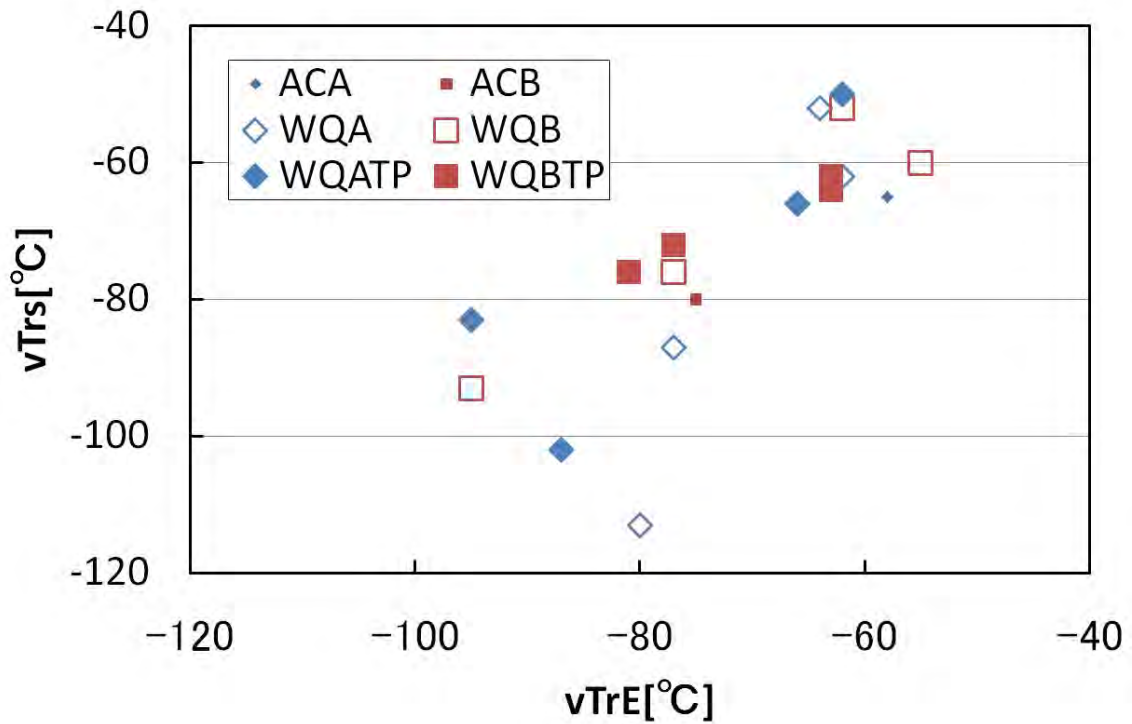


Fig.2-56 通常材と開発材と TP 材の化学組成毎の vTrs と vTrE バランスの比較

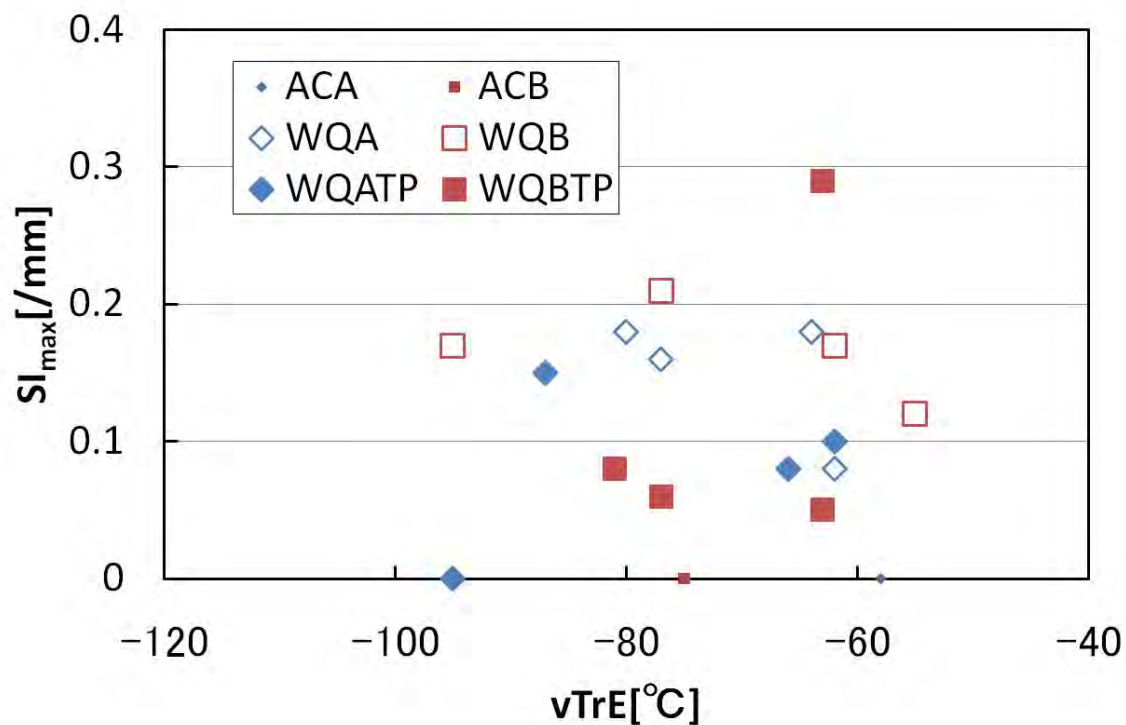


Fig.2-57 通常材と開発材と TP 材の化学組成毎の  $SI_{max}$  と  $vTrE$  バランスの比較

Table2-18 通常材と開発材と TP 材の特性値と目標の特性値との比較

(赤い太字が目標達成)

| Sample        | Temp.<br>°C | YS<br>MPa  | TS<br>MPa  | TEI<br>% | USE<br>J | $vTrE$<br>°C | $vTrs$<br>°C | $SI_{max}$<br>/mm |
|---------------|-------------|------------|------------|----------|----------|--------------|--------------|-------------------|
| Target        |             | 355<       | 490<       |          |          | <-70         | <-70         | <0.5              |
| ACA           | -           | 333        | 489        | 31.2     | 205      | -58          | -65          | 0                 |
| ACB           | -           | 332        | 465        | 30.6     | 220      | -75          | -80          | 0                 |
| WQA2          | 850         | <b>441</b> | <b>594</b> | 25.9     | 116      | -64          | -52          | <b>0.18</b>       |
| <b>WQA3</b>   | <b>825</b>  | <b>391</b> | <b>586</b> | 26.9     | 98       | <b>-80</b>   | <b>-113</b>  | <b>0.18</b>       |
| <b>WQA4</b>   | <b>800</b>  | <b>410</b> | <b>590</b> | 24.9     | 100      | <b>-77</b>   | <b>-87</b>   | <b>0.16</b>       |
| WQA5          | 825         | <b>432</b> | <b>591</b> | 25.9     | 82       | -62          | -62          | <b>0.08</b>       |
| WQB2          | 850         | <b>389</b> | <b>561</b> | 29.0     | 111      | -62          | -52          | <b>0.17</b>       |
| <b>WQB3</b>   | <b>825</b>  | <b>398</b> | <b>577</b> | 27.1     | 107      | <b>-95</b>   | <b>-93</b>   | <b>0.17</b>       |
| <b>WQB4</b>   | <b>800</b>  | <b>422</b> | <b>582</b> | 26.1     | 105      | <b>-77</b>   | <b>-76</b>   | <b>0.21</b>       |
| WQB5          | 825         | <b>385</b> | <b>529</b> | 27.8     | 109      | -55          | -60          | <b>0.12</b>       |
| <b>WQA2TP</b> | <b>850</b>  | <b>452</b> | <b>568</b> | 28.1     | 114      | <b>-95</b>   | <b>-83</b>   | <b>0</b>          |
| <b>WQA3TP</b> | <b>825</b>  | <b>420</b> | <b>553</b> | 28.0     | 85       | <b>-87</b>   | <b>-102</b>  | <b>0.15</b>       |
| WQA4TP        | 800         | <b>428</b> | <b>555</b> | 26.2     | 102      | -66          | -66          | <b>0.08</b>       |
| WQA5TP        | 825         | <b>383</b> | <b>526</b> | 29.4     | 96       | -62          | -50          | <b>0.1</b>        |
| <b>WQB2TP</b> | <b>850</b>  | <b>412</b> | <b>528</b> | 27.7     | 115      | <b>-77</b>   | <b>-72</b>   | <b>0.06</b>       |
| WQB3TP        | 825         | <b>403</b> | <b>537</b> | 27.2     | 107      | -63          | -62          | <b>0.05</b>       |
| <b>WQB4TP</b> | <b>800</b>  | <b>403</b> | <b>534</b> | 26.6     | 103      | <b>-81</b>   | <b>-76</b>   | <b>0.08</b>       |
| WQB5TP        | 825         | <b>371</b> | <b>513</b> | 28.8     | 104      | -63          | -64          | <b>0.29</b>       |

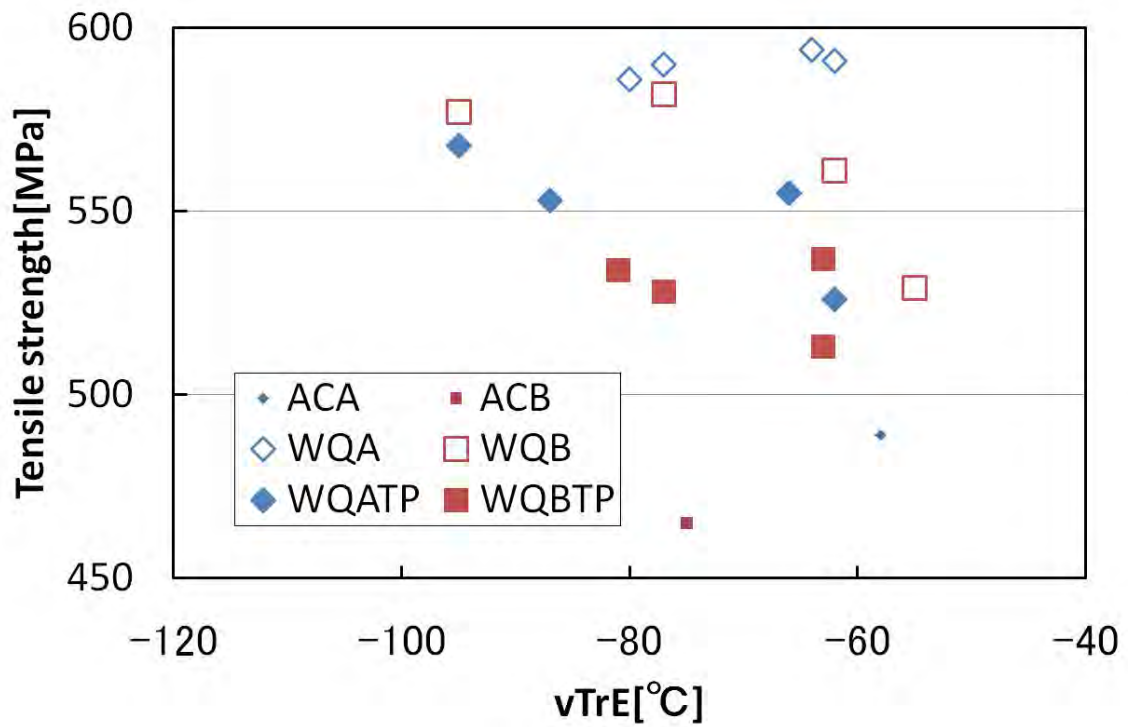


Fig.2-58 通常材と開発材と TP 材の化学組成毎の引張強度と vTrE バランスの比較

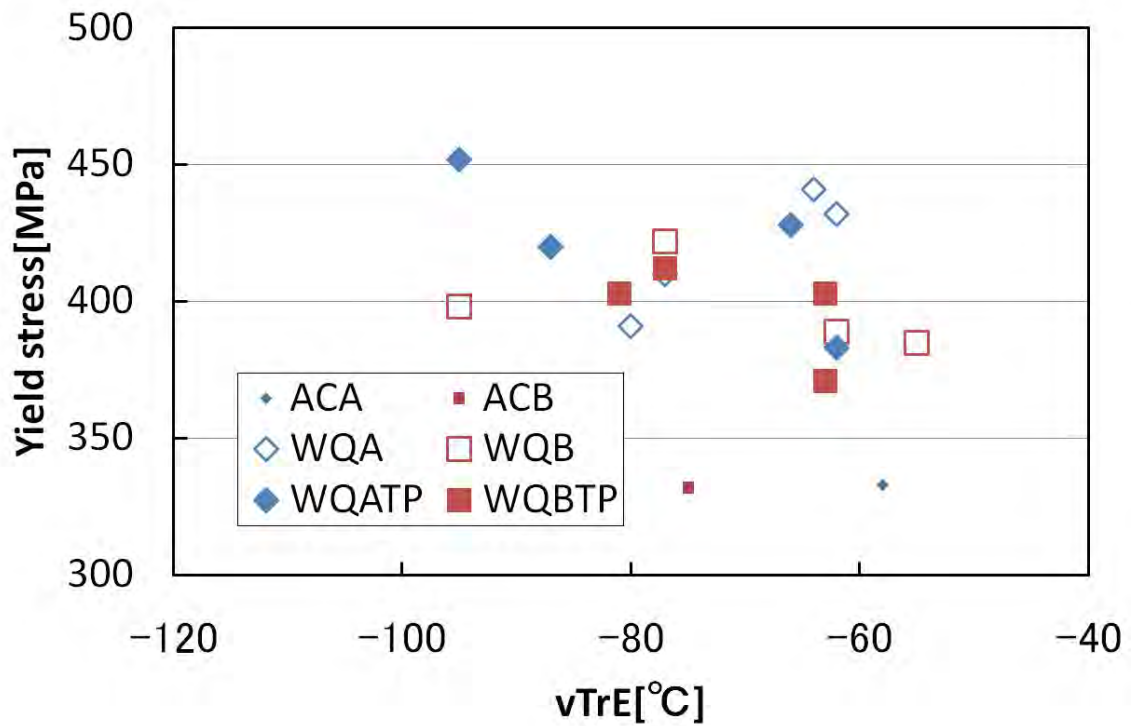


Fig.2-59 通常材と開発材と TP 材の化学組成毎の降伏強度と vTrE バランスの比較

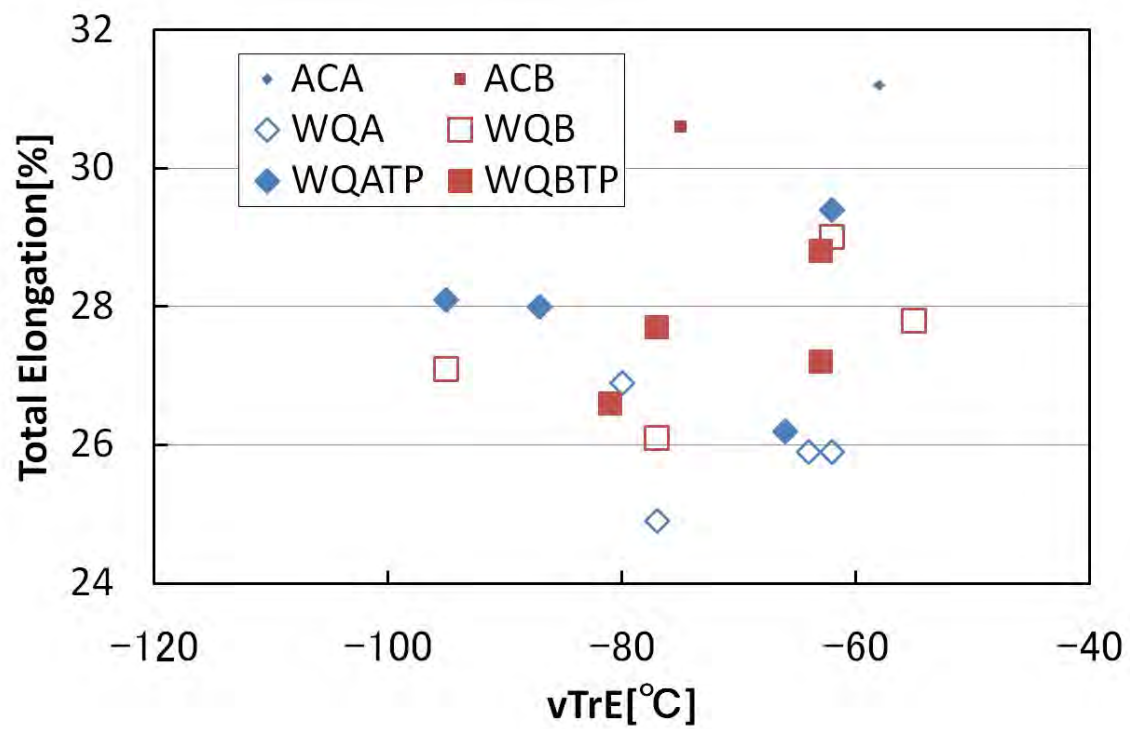


Fig.2-60 通常材と開発材と TP 材の化学組成毎の全伸びと vTrE バランスの比較

### 2.4.3 圧延抵抗試算

#### (a) 試算方法

2.4.1で提案した圧延プロセス Fig.2-36 の設備動力を試算し、その実現可能性を検討した。計算では、美坂ら[2-17]の実験式 Eq. (2-4) を用いた平均変形抵抗  $k_{fm}$  と Sims[2-18]の理論式 Eq. (2-8~10) を採用した熱間圧延鋼板の近似解析を組み合わせた。

$$k_{fm} = \varepsilon^{0.21} \dot{\varepsilon}^{0.13} \exp\left(0.126 - 0.175\%C + 0.594\%C^2 + \frac{2851+2968\%C-1120\%C^2}{T_k}\right) \quad (2-4)$$

ここで、 $\varepsilon$  は歪、 $\dot{\varepsilon}$  は歪速度[1/sec]、 $\%C$  は炭素濃度、 $T_k$  は圧延時の温度[K]を意味し、 $\varepsilon$  と  $\dot{\varepsilon}$  はそれぞれ以下の式から求めた。

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{h_1}{h_2}\right) \quad (2-5)$$

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\varepsilon}{t} = \frac{\varepsilon}{L/v_{ave}} = \frac{\varepsilon}{\sqrt{R(h_1-h_2)}/\frac{v_1+v_2}{2}} \quad (2-6)$$

$$v_2 = v_1 \frac{h_1}{h_2} \quad (2-7)$$

ここで、 $h_1$  は圧延前板厚、 $h_2$  は圧延後板厚、 $t$  は接触時間、 $L$  は接触長さ、 $v_{ave}$  は平均速度、 $v_1$  は圧延前速度、 $v_2$  は圧延後速度、 $R$  はロール半径をそれぞれ意味する。

$$P = Qk_{fm}b_m\sqrt{R(h_1-h_2)} = Qk_{fm}\frac{b_1+b_2}{2}\sqrt{R(h_1-h_2)} \quad (2-8)$$

$$Q = \frac{\pi}{2}\sqrt{\frac{1-r}{r}}\tan^{-1}\sqrt{\frac{r}{1-r}} + \frac{1}{2}\sqrt{\frac{1-r}{r}}\sqrt{\frac{R}{h_2}}\ln\left(\frac{1}{1-r}\right) - \sqrt{\frac{1-r}{r}}\sqrt{\frac{R}{h_2}}\ln\left(\frac{Y}{h_2}\right) - \frac{\pi}{4} \quad (2-9)$$

$$r = \frac{h_1-h_2}{h_1} \quad (2-10)$$

ここで、 $b_m$  は平均板幅、 $b_1$  は圧延前板幅、 $b_2$  は圧延後板幅、 $Y$  は中立点における板厚をそれぞれ意味する。中立点とは、ロールの周速度と板の速度が一致する点である。



現状の厚板ミルの仕上げ条件（950℃で 50mm→33mm→23mm→17mm→14mm→12mm）の解析には、計測経験例を用いて計算を行い、この条件を基に今回開発した条件での圧延動力を評価した。

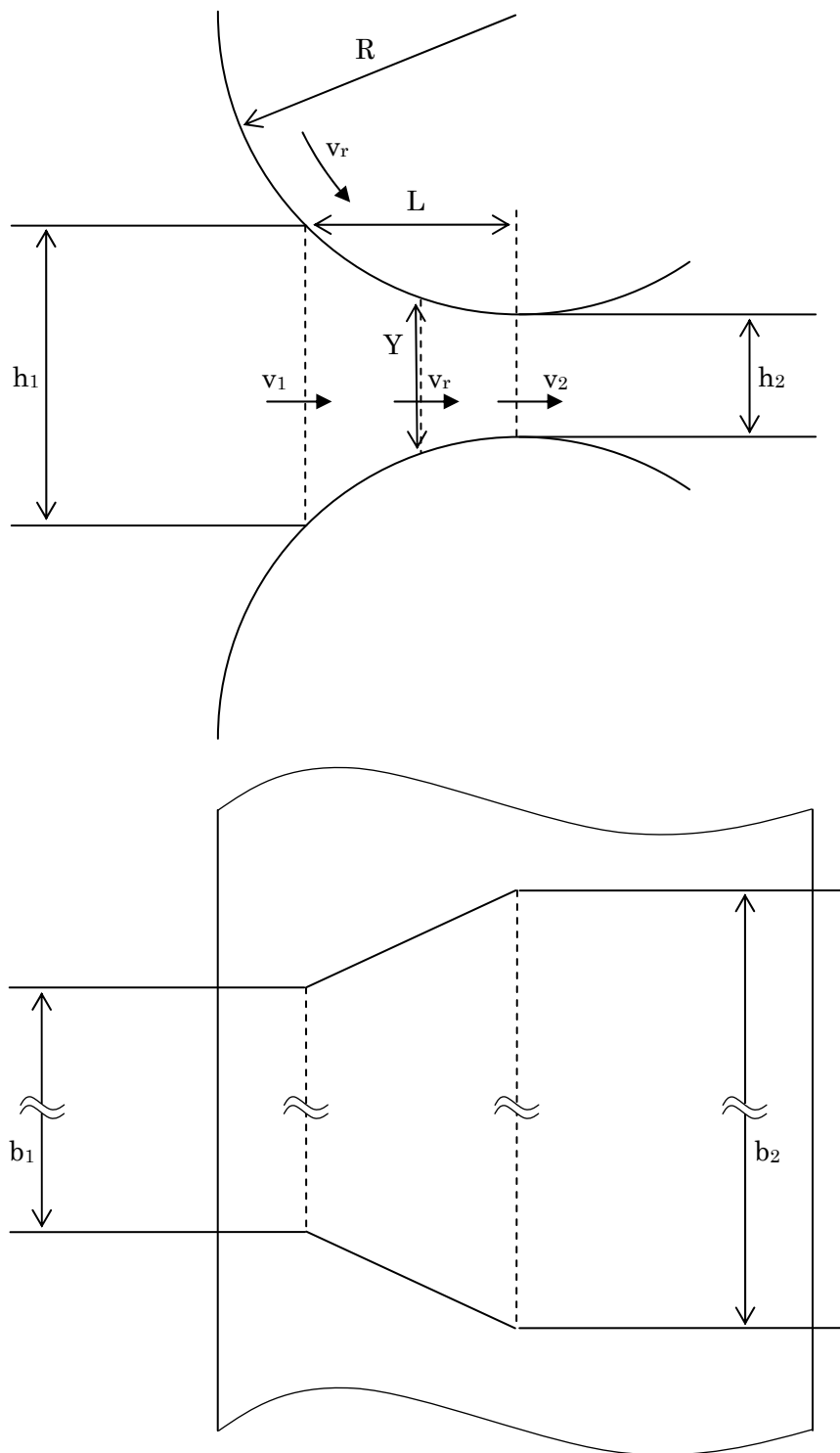


Fig.2-61 圧延の模式図

(b) 試算結果と考察

Table2-19 に試算結果を示す。Standard の 950℃4 パス圧延では総圧延時間約 94sec の 237kWh であった。一方、Condition1 の開発プロセスでは 381kWh となり、Standard の約 160%の動力が必要となったが、現状の厚板ミルで可能な範囲といえる。仮に、動力に余裕が無く従来ミル動力の約 17,600kW/stand を限界とすれば、圧延速度を調整した Condition2 により 361kWh で可能となる。同様に、750℃2 パス圧延でも圧延速度を調整すれば (Condition3)、430kWh で実現可能となる。ここで、Condition2 の圧延速度低下による板温度低下の予測を圧延による変形熱と圧延ロール接触による抜熱と摩擦熱の合計で評価された結果、比較基準である 950℃圧延と Condition2 の場合、それぞれ 13℃と 33℃の温度上昇が見積もられた。従って、圧延速度低下による鋼材冷却は無いと考えられた。

以上の考察から、提案した圧延プロセスは既存の圧延設備でも採用できるといえる。

Table2-19 提案プロセスの圧延抵抗の試算

|                       | Temp. | Thickness at input | Thickness at output | Speed at input | Width | Roll diameter | Speed at output | Rolling force | Torque    | Length | Roll time | Calculated roll power | Power |
|-----------------------|-------|--------------------|---------------------|----------------|-------|---------------|-----------------|---------------|-----------|--------|-----------|-----------------------|-------|
|                       | ℃     | mm                 | mm                  | mpm            | mm    | mm            | mpm             | ton           | kg mm /WR | m      | sec       | kW/stand              | kWh   |
| Actual measured value | 950   | 50                 | 33                  | 50             | 1899  | 600           | 75.8            | 3386          | 1.65E+08  | 27.7   | 21.9      | 13586                 | 83    |
|                       | 950   | 33                 | 23                  | 60             | 2057  | 600           | 86.1            | 3026          | 1.13E+08  | 36.7   | 25.5      | 10616                 | 75    |
|                       | 950   | 23                 | 17                  | 75             | 2241  | 600           | 101.5           | 2661          | 7.75E+07  | 45.5   | 26.9      | 8568                  | 64    |
|                       | 950   | 17                 | 14                  | 85             | 2392  | 600           | 103.2           | 1749          | 3.64E+07  | 51.8   | 30.1      | 4095                  | 34    |
|                       | 950   | 14                 | 12                  | 90             | 2535  | 600           | 105             | 1427          | 2.44E+07  | 57     | 32.6      | 2787                  | 25    |
| standard              | 950   | 50                 | 40                  | 60             | 1836  | 600           | 75              | 1862          | 7.09E+07  | 23.6   | 18.9      | 5788                  | 30    |
|                       | 950   | 40                 | 30.5                | 65             | 1929  | 600           | 85.2            | 2254          | 8.31E+07  | 29.5   | 20.7      | 7716                  | 44    |
|                       | 950   | 30.5               | 22                  | 65             | 2081  | 600           | 90.1            | 2760          | 9.56E+07  | 37.9   | 25.2      | 9378                  | 66    |
|                       | 950   | 22                 | 15                  | 70             | 2335  | 600           | 102.7           | 3477          | 1.08E+08  | 49.5   | 28.9      | 12118                 | 97    |
| Condition1            | 950   | 50                 | 40                  | 60             | 1836  | 600           | 75              | 1862          | 7.09E+07  | 23.6   | 18.9      | 5788                  | 30    |
|                       | 750   | 40                 | 30.5                | 65             | 1929  | 600           | 85.2            | 3819          | 1.41E+08  | 29.5   | 20.7      | 13071                 | 75    |
|                       | 750   | 30.5               | 22                  | 65             | 2081  | 600           | 90.1            | 4675          | 1.62E+08  | 37.9   | 25.2      | 15886                 | 111   |
| Condition2            | 950   | 22                 | 15                  | 70             | 2335  | 600           | 102.7           | 5890          | 1.84E+08  | 49.5   | 28.9      | 20528                 | 165   |
|                       | 950   | 50                 | 40                  | 60             | 1836  | 600           | 75              | 1862          | 7.09E+07  | 23.6   | 18.9      | 5788                  | 30    |
|                       | 750   | 40                 | 30.5                | 40             | 1929  | 600           | 52.5            | 3585          | 1.32E+08  | 29.5   | 33.7      | 7552                  | 71    |
|                       | 750   | 30.5               | 22                  | 40             | 2081  | 600           | 55.5            | 4389          | 1.52E+08  | 37.9   | 41        | 9178                  | 104   |
| Condition3            | 750   | 22                 | 15                  | 45             | 2335  | 600           | 66              | 5561          | 1.73E+08  | 49.5   | 45        | 12460                 | 156   |
|                       | 950   | 50                 | 40                  | 60             | 1836  | 600           | 75              | 1862          | 7.09E+07  | 23.6   | 18.9      | 5788                  | 30    |
|                       | 750   | 40                 | 25                  | 20             | 2016  | 600           | 32              | 5861          | 2.66E+08  | 34.4   | 64.5      | 9260                  | 166   |
|                       | 750   | 25                 | 15                  | 25             | 2335  | 600           | 41.7            | 7096          | 2.61E+08  | 49.5   | 71.3      | 11824                 | 234   |

## 2.5 結論

本章では、平均結晶粒径が  $5\mu\text{m}$  程度の等軸細粒鋼を実現する加工熱処理プロセスとして、加工熱処理再現装置を用いた検討により、 $\gamma$  均一相への加熱後圧下し、 $\alpha$  均一相まで急冷後  $\alpha/\gamma$  二相低温域まで加熱してから圧下し、さらに  $\alpha/\gamma$  二相域まで再加熱した後、制御冷却するプロセスを提案した。特に、 $\alpha/\gamma$  二相低温域での圧下は、圧下パス間隔が 20sec 未満、制御冷却速度は  $20^\circ\text{C}/\text{sec}$  以上が望ましいとした。そして、より詳細な検討の結果、提案したプロセスでの  $\alpha/\gamma$  二相域までの再加熱温度は  $\gamma$  分率 50%前後で 70%未満となる温度とし、再加熱前圧下のパス回数は、圧延抵抗を考慮した上で、できる限り少なく、再加熱後保持時間はできる限り短くすることを提案した。実験室規模の圧延設備に本提案プロセスを適用して試作した板厚 15mm の鋼板は、降伏強度 YS が 355MPa 以上、引張強度 TS が 490MPa 以上、且つ、脆性延性エネルギー遷移温度と脆性延性破面遷移温度が  $-70^\circ\text{C}$  以下で、セパレーション指数  $SI_{\text{max}}$  が 0.50/mm 以下を実現した。そして、提案プロセスの圧延抵抗は、 $\alpha/\gamma$  二相低温域圧下が 2 パス以上であれば、既存の圧延設備の利用が可能と見積もられた。