

JAERI-Tech
2003-014

JP0350085



結晶粒界構造制御による
原子炉配管材料の粒界銳敏化抑制効果
(原子力基礎研究 H11-023)
(委託研究)

2003年3月

粉川 博之*・嶋田 雅之*・王 占杰*
佐藤 裕*・佐藤 嘉洋*・木内 清

日本原子力研究所
Japan Atomic Energy Research Institute

本レポートは、日本原子力研究所が不定期に公刊している研究報告書です。
入手の問合わせは、日本原子力研究所研究情報部研究情報課（〒319-1195 茨城県那珂郡東海村）あて、お申し越しください。なお、このほかに財團法人原子力弘済会資料センター（〒319-1195 茨城県那珂郡東海村日本原子力研究所内）で複写による実費領布をおこなっております。

This report is issued irregularly.

Inquiries about availability of the reports should be addressed to Research Information Division, Department of Intellectual Resources, Japan Atomic Energy Research Institute, Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken, 319-1195, Japan.

© Japan Atomic Energy Research Institute, 2003

編集兼発行 日本原子力研究所

結晶粒界構造制御による原子炉配管材料の粒界銹敏化抑制効果

(原子力基礎研究 H11-023)

(委託研究)

日本原子力研究所東海研究所エネルギー・システム研究部

粉川 博之*・嶋田 雅之*・王 占杰*・佐藤 裕*・佐藤 嘉洋**・木内 清

(2003年1月29日受理)

原子炉の配管系に使用されているオーステナイトステンレス鋼等の耐熱耐食材料の長期耐久性上の課題の一つとなっていた結晶粒界の銹敏化を、粒界構造の制御により抑制する手法の開発を目的として、オーステナイト系ステンレス鋼およびニッケル基合金の銹敏化に関して、結晶粒界の構造制御の観点からの微視的・統計的解析を行い、現象を解明した。その知見を基にして、加工熱処理により粒界の性格・構造分布を制御した材料の銹敏化を評価し、粒界構造制御による銹敏化抑制鋼の開発を試みた。まず、銹敏化熱処理したSUS304オーステナイト系ステンレス鋼とニッケル基合金インコネルアロイ600の透過電子顕微鏡観察を行い、低エネルギー粒界構造部では炭化物析出とクロム欠乏が抑制されることを見出した。次に、材料中における低エネルギー粒界構造部の存在頻度を高める方法を探索するために、SUS304ステンレス鋼の粒界構造分布に及ぼす加工熱処理の影響を調べて、低エネルギー構造粒界の存在頻度を高める適切な加工熱処理により、耐粒界腐食性が向上することを明らかにした。その検討結果を基に、粒界構造分布を最適化するための加工熱処理条件の選定を行い、耐粒界腐食性に優れた粒界構造制御型ステンレス鋼を作製した。

本研究は、日本原子力研究所の平成11-13年度「原子力基礎研究推進制度」の支援により実施した研究の成果である。

東海研究所：〒319-1195茨城県那珂郡東海村白方白根2-4

* 東北大学大学院工学研究科

**大阪市立大学大学院工学研究科

Inhibition of Sensitization in Reactor Pipe Materials by Grain Boundary Structure Control
(JAERI's Nuclear Research Promotion Program, H11-023)
(Contract Research)

Hiroyuki KOKAWA*, Masayuki SHIMADA*, Zhan Jie WANG*, Yutaka S. SATO*,
Yoshihiro SATO**and Kiyoshi KIUCHI

Department of Nuclear Energy System
Tokai Research Establishment
Japan Atomic Energy Research Institute
Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken

(Received January 29, 2003)

Grain boundary structure control of type 304 austenitic stainless steel and nickel base Inconel Alloy 600 used in reactor pipe materials was studied to inhibit intergranular corrosion (IGC) due to sensitization. A transmission electron microscopic study showed that low-energy grain boundaries, such as coincidence site lattice boundaries are highly resistant to sensitization, i.e., to intergranular precipitation, chromium depletion and corrosion, compared with ordinary high-angle (random) boundaries. A thermo-mechanical treatment was tried to control grain boundary structure of type 304 austenitic stainless steel for producing a highly intergranular corrosion-resistant material. The effects of process parameters in thermo-mechanical treatment such as pre-strain, annealing temperature, time, etc., on grain boundary characteristics and IGC resistance corrosion of type 304 austenitic stainless steels were examined. The excellent IGC resistance was obtained by slight pre-strain annealing at a relatively low temperature due to the optimized grain boundary character distribution. The uniform distribution of a high frequency of coincidence site lattice boundaries and consequent discontinuity of random boundary network were observed in the material. The optimum distribution can be formed by introducing low energy segments on migrating random boundaries during twin emission and boundary-boundary reactions in the grain growth without additional generation of random boundaries.

Keywords: Austenitic Stainless Steel, Grain Boundary Engineering, Thermomechanical Treatment, Sensitization, Intergranular Corrosion, Orientation Imaging Microscopy, Grain Boundary Structure

This research was supported by the JAERI's Nuclear Research Promotion Program (JANP) in 1999-2001.

* School of Engineering Tohoku University

** Graduate School of Engineering Osaka City University

目 次

1. 緒 言	1
2. 実験方法	1
2.1 透過電子顕微鏡	1
2.2 加工熱処理と腐食試験	2
3. 結果および考察	2
3.1 鋸歎化と粒界構造の関係	2
3.2 粒界構造制御による高耐粒界腐食性材料の開発	2
4. 結 言	4
参考文献	5

Contents

1. Introduction	1
2. Experimental Procedures	1
2.1 Transmission Electron Microscopy	1
2.2 Thermomechanical Treatment and Corrosion Test	2
3. Results and Discussion	2
3.1 Relationship between Sensitization and Grain Boundary Structure	2
3.2 IGC Resistant Stainless Steel by Grain Boundary Structure Control	2
4. Conclusion	4
References	5

1. 緒 言

原子炉配管用オーステナイトステンレス鋼等の耐熱耐食材料では、銳敏化と呼ばれる結晶粒界での炭化物析出等に伴う粒界近傍でのCr欠乏層形成に起因した粒界腐食や粒界応力腐食割れが重要課題となっていた。既に、低炭素化等の高純度材溶製法や加工熱処理等の防食材料及び現用材の圧縮歪負荷法や改質処理等が開発され、実用上の対応もなされてきた。しかし、低炭素仕様の原子炉級材料でも、長期供用期間中には、特に炉心材料の場合に、照射効果により照射誘起応力腐食割れ(IASCC)等の環境割れを起こすことが見出されており、強放射線場における環境側の腐食要因や照射誘起材質変化の解析と併せて、材料対策の観点からの基礎検討が必要となってきている。

近年の結晶粒界の性格・構造に関する基礎研究¹⁾では、粒界析出や粒界腐食と結晶粒界構造に明瞭な相関関係のあること²⁻⁸⁾が見出されている。また、オーステナイト系ステンレス鋼では、双晶粒界が一般の高角度粒界に比べて炭化物析出および粒界腐食に対する抵抗性の高い⁹⁻¹²⁾ことが古くから知られている。このことは、低エネルギーの対応粒界¹⁾が粒界銳敏化し難い^{6-8,13-16)}ことを示唆しており材料中の結晶粒界の性格・構造を制御¹⁷⁾することによる、従来法と異なる新知見原理に基づいた銳敏化防止材^{8,15,18,19)}の開発が可能であると考えられる。

そこで本研究では、オーステナイト系のステンレス鋼及びニッケル基合金の銳敏化に関して、先ず機構的に未解明な粒界の性格・構造の観点から微視的・統計的解析法を用いた現象解明を行い、次に加工熱処理により粒界の性格・構造分布を制御して、その銳敏化挙動と耐粒界腐食性の検討・評価を行い、結晶粒界の構造制御法による新しい銳敏化抑制材の開発を試みた。

2. 実験方法

2.1 透過電子顕微鏡

オーステナイト系耐熱耐食材料の銳敏化と結晶粒界構造の相関関係を基礎的に明らかにする目的で、銳敏化熱処理したSUS304オーステナイト系ステンレス鋼とニッケル基合金Inconel600の微細金属組織について、透過電子顕微鏡(TEM)を用いて観察した。

化学組成(mass%)が0.055%C-0.6%Si-1%Mn-0.029%P-0.005%S-8.48%Ni-18.28%Cr-FeのSUS304鋼を800~1300K、10~10000sの範囲で恒温熱処理し、TEM観察から粒界構造とCr炭化物析出の関係を調べ、粒界銳敏化と対応粒界理論における低Σ粒界とそのずれ角△θの関係を調べた。なお、本研究ではΣ値が29以下の対応方位関係の粒界を対応粒界と判断し、正確な対応方位関係からのずれ角△θの許容限界はブランドン²⁰⁾の基準を用いた。²¹⁻²²⁾

Inconel600は炭素量の異なるJ310(低炭素):0.032%C-0.23%Mn-7.9%Fe-0.29%Si-0.09%Cu-15.51%Cr-0.2%Al-0.39%Ti-0.02%Nb-0.007%P-75.32%NiとJ610(高炭素):0.06%C-0.25%Mn-8.31%Fe-0.3%Si-0.12%Cu-15.25%Cr-0.16%Al-0.36%Ti-0.04%Nb-0.009%P-75.12%Niの2種類を、溶体化処理後、873K(600°C)と973K(700°C)で銳敏化処理し、粒界炭化物の観察と粒界近傍のCr濃度分布をFE-TEM/EDXを用いて調べた。Cr濃度分布は、Hitachi HF-2000FEG/Kevexを用いて、加速電圧200kV、プローブ径0.5nmで、結晶粒界面が入射電子線およびX線検出器方向と平行になるように傾斜させて、空間分解能と組織位置対応の向上に努めた。また、粒界構造のキャラクタリゼーションは、菊池線による結晶方位解析結果を用いて対応粒界(CSL)理論に基づいて行った。

2.2 加工熱処理と腐食試験

粒界性格・構造制御による粒界腐食抑制効果が期待されることから、上記のSUS304オーステナイト系ステンレス鋼を用いて加工熱処理による粒界性格・構造制御を試みた。SUS304鋼母材を0~60%の範囲で冷間圧延加工後1200~1400Kの温度範囲で0.5~72h恒温熱処理後水焼入れした加工熱処理試料を、927Kで銅敏化熱処理し、EPR(電気化学的再活性化)腐食²³⁾および硫酸・硫酸第二鉄腐食試験²⁴⁾により銅敏化度および粒界腐食性を評価した。同時に加工熱処理試料の粒界性格・構造分布状態をEBSP-OIM法による結晶方位像観察により評価した。銅敏化度および耐腐食性と粒界性格・構造分布状態の評価結果から、加工熱処理条件を変化させて粒界性格・構造分布の最適条件を探査し、高耐粒界腐食性粒界構造制御ステンレス鋼の作製を行った。

3. 結果および考察

3.1 銅敏化と粒界構造の関係

結晶粒界構造の違いが、「クロム炭化物の粒界析出」と「粒界近傍のクロム欠乏」という粒界銅敏化を引き起こす重要な現象にどのような影響を及ぼすかを、次の2つの研究で検討した。

(1) オーステナイト系ステンレス鋼の粒界クロム炭化物析出に及ぼす粒界構造の影響^{15,16)}

SUS304オーステナイト系ステンレス鋼を800~1300K、10~10000sの範囲で恒温熱処理し、TEM観察から粒界構造とCr炭化物析出の関係を調べ、粒界銅敏化と対応粒界理論における低Σ粒界とそのずれ角 $\Delta\theta$ の関係を調べた。Fig. 1に1000Kで100s保持した試料のTEM写真を示すが、Cr炭化物析出の無い粒界(a)と有る粒界(b)が混在している。銅敏化温度範囲では、保持時間が増加するに従い、炭化物析出の有無の臨界に対応する粒界構造パラメータ $\Delta\theta/\Delta\theta_c$ が小さくなつた(Fig. 2)。これは、低エネルギー粒界構造ほど銅敏化し難いことを示し、材料中に低エネルギー粒界構造の粒界を導入することによって銅敏化を抑制できる可能性が示唆された。

(2) 銅敏化したニッケル合金の結晶粒界におけるクロム欠乏と粒界構造^{25,26)}

炭素量の異なるインコネル・アロイ600を銅敏化処理した後、FE-TEMにより観察と微視領域のCr濃度分析を高精度に行い、粒界構造と粒界近傍のCr濃度分布を調べた(Fig. 3)。その結果、低エネルギー粒界構造の粒界ほどCr欠乏が小さかった(Fig. 4)。また、粒界近傍のCr分布は、粒界およびクロム炭化物の結晶方位に関係することが示された。この結果から、低エネルギー粒界構造はCr炭化物析出が生じ難いだけでなく、Cr欠乏そのものを抑制することが明らかになった。また、粒界面の幾何学的制御によってCr炭化物析出とCr欠乏を抑制できる可能性が示唆された。

3.2 粒界構造制御による高耐粒界腐食性材料の開発²⁷⁻³³⁾

上記基礎研究の結果、粒界構造制御による粒界腐食抑制効果が期待されることから、加工熱処理による粒界構造制御を試み、高耐粒界腐食性材料の開発を目指した。

SUS304オーステナイト系ステンレス鋼母材を0~60%の範囲で冷間圧延加工後1300Kで30分間の恒温熱処理後水焼入れした試料を、927Kで1hおよび2hの銅敏化熱処理し、EPR(電気化学的再活性化)腐食試験を行つた結果をFig.5に示す。Fig.5において、縦軸の再活性化率(current ratio)が低いほど銅敏化の

程度が小さく、耐粒界腐食性が高いことから、圧延率が5%程度の低加工率で耐粒界腐食性が最も高いといえる。加工熱処理した試料中の低エネルギー構造粒界（対応粒界）の存在割合（縦軸の対応粒界率）と圧延率の関係をFig. 6に示すが、圧延率5%の試料が最も高い対応粒界率（約73%）となった。そこで、加工熱処理で対応粒界率を高めるための最適予歪み量を求めるために、低加工率（0-10%）領域をさらに細かく加工率を変化させて、EPR試験と対応粒界率を調べた。その結果をFig. 7およびFig. 8に示す。圧延率を5%近傍で変化させた場合も、再活性化率が最も低く（Fig. 7）、対応粒界率が最も高い（Fig. 8）予歪み量は、圧延率5%となった。すなわち、加工熱処理での粒界構造分制御における最適予歪み量は5%と考えて、以後の条件変化は予歪み量を5%に固定して行った。

次に望ましい粒界構造分布を得るために加工熱処理の条件を探求した。母材と5%圧延後1300Kで熱処理した試料(5%-1300K-0.5h)の粒界構造分布をOIM(電子回折結晶方位像観察法)による結晶方位マップでFig. 9に示す。Fig. 9において、低エネルギー構造粒界（対応粒界）は薄い灰色で、高エネルギー構造粒界（ランダム粒界）は濃い黒色で示した。高エネルギー構造粒界（ランダム粒界）は鋭敏化し易く粒界腐食し易いのに対して、低エネルギー構造粒界（対応粒界）は鋭敏化し難く粒界腐食し難いと考えられる。母材（Fig. 9(a)）は優先的に粒界腐食を受けると考えられる高エネルギー構造粒界（ランダム粒界）のネットワークの連続性が保たれているのに対し、加工熱処理材では一部（Fig. 9(b)）にランダム粒界のネットワークの不連続な領域が見られる。対応粒界率の観点から見ると、母材（Fig. 9(a)）は対応粒界率63%の領域が全体にほぼ均質に分布しているのに対して、1300K加工熱処理試料(5%-1300K-0.5h)では対応粒界率が67%と母材程度に低い領域（Fig. 9(c)）の中に85%の高い領域（Fig. 9(b)）が点在している。もしFig. 9(b)のような高対応粒界率領域が材料全体に存在すれば、耐粒界腐食性の飛躍的な向上が期待できる。

そこで加工熱処理条件として、予歪量を5%一定にして、熱処理温度を1200~1400Kの間で変化させて、粒界構造分布の変化を調べた。その結果、1300~1400Kの熱処理では1300Kでの結果以上の効果は得られなかつたが、比較的低温の1200Kの熱処理で良好な粒界構造分布の形成が観察された。すなわち、5%冷間圧延した後1200Kで熱処理すると、低エネルギー構造粒界の存在割合が高い（80%以上）の領域がFig. 10のように試料表面近傍に層状に形成され、その層状領域が試料内部に向かって成長し、やがてFig. 11のように試料全体で一様に低エネルギー構造粒界の存在割合が高くなつた。厚さ10mmの試料の場合、1200Kで72時間の熱処理で試料全体で均一に低エネルギー構造粒界存在割合87%の最適粒界制御材が得られた。以上の加工熱処理による粒界構造分布の変化を模式的に示したものがFig. 12である。

これらの材料の耐粒界腐食性を硫酸・硫酸第二鉄腐食試験によって調べた結果をFig. 13に示す。1300Kで焼鈍した加工熱処理材は、母材より腐食速度が遅くなり、耐粒界腐食性が向上していたが、1200Kで焼鈍した加工熱処理材ではさらに腐食速度が低下し、母材に比べて4倍以上高い耐粒界腐食性を示した。硫酸・硫酸第二鉄腐食試験に供した試験片の表面（Fig. 14(a)）及びその面に垂直な断面（Fig. 14(b)）をSEMによって観察した結果、母材表面では結晶粒の脱落により凹凸が激しいのに対して、加工熱処理条件の最適化に伴い粒界腐食の伝播が著しく抑制されているのが分かる。以上の結果から、適切な粒界構造制御により耐粒界腐食性に優れたステンレス鋼が創製された。

なお、C, S, P量の異なる母材に対しても、最適加工熱処理条件が多少異なるが、良好な粒界構造分布が得られた。

加工熱処理による対応（低エネルギー構造）粒界密度の増加の機構は、次のように考えられる。すなわち、低予歪みによって熱処理過程でのランダム（高エネルギー構造）粒界の移動が対応粒界に比べて促進^{21,34-36)}され、粒界移動の際発生する焼鉈双晶が、Fig.15 のように、ランダム粒界を部分的に低エネルギー化³⁷⁾させる。低エネルギー粒界は予歪み量が大きいと、再結晶によるランダム粒界の生成が対応粒界密度の上昇を阻害するため、5%程度の低予歪みが有効と思われる。また、低温熱処理が有効なのは異常粒成長³⁸⁻⁴¹⁾がランダム粒界の長距離移動を可能にし、移動中の粒界の合体による低エネルギー化反応が促進されるためと推察される。加工熱処理条件の最適化により作られた高い対応粒界率領域の均質分散は、Fig.16 に模式的に示すように、高エネルギー構造粒界ネットワークを効果的に分断し、粒界腐食伝播（Fig.16 中の太い線は腐食した粒界を示す）の不連続化に起因する優れた耐粒界腐食特性を実現するものと考えられる。

4. 結 言

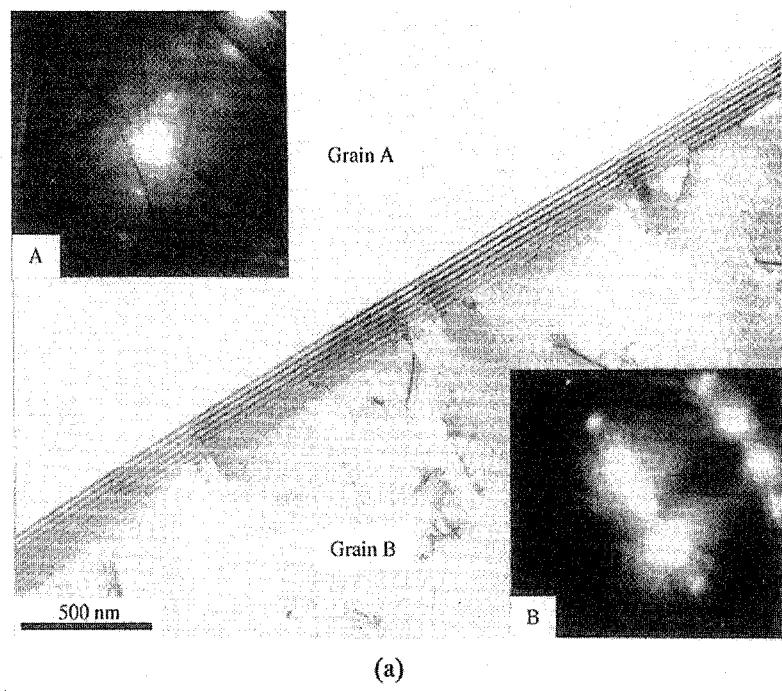
TEM による基礎的研究から、低エネルギー構造粒界（対応粒界）が、Cr 炭化物析出を生じ難く、粒界近傍の Cr 欠乏が生じ難く、銛敏化し難いことを見出した。そこで、加工熱処理によるオーステナイト系ステンレス鋼の粒界構造分布制御を試み、加工熱処理条件を最適化することによって、高い低エネルギー構造粒界密度が均質に分布した粒界構造制御材料の作製に成功した。硫酸・硫酸第二鉄を用いた腐食試験の結果、この粒界構造の制御材料は母材に比べて 4 倍以上高い耐粒界腐食性を示した。粒界構造分布制御による耐粒界腐食性向上は、異常粒成長と焼鉈双晶発生の伴う粒界構造の低エネルギー化に基づく、高エネルギー構造粒界ネットワークの分断による粒界腐食伝播の不連続化に起因すると考えられる。本研究結果から、オーステナイト系の原子炉配管材料に適切な加工熱処理を施して結晶粒界構造分布を制御することにより、銛敏化及び粒界腐食に対する抵抗性を改善できることが明らかとなった。

なお、近年の原子炉で経験されている原子炉用低炭素仕様の SUS304L や SUS316L 等のオーステナイトステンレス鋼の粒界応力腐食割れは、溶接継手の熱影響部では発生しているが、結晶粒界に沿った Cr 炭化物析出や Cr 欠乏層形成が生じておらず、従来の高炭素材の銛敏化とは材質変化も大きく異なっており、強放射線場の水化学的作用も関係した複雑な事象である。特に、割れの発生には材料の表面処理や使用条件を含む熱履歴による材質変化が大きく関係している。しかし、本研究で得られた結晶粒界の性格・構造が銛敏化における析出や成分偏析を支配していることの新知見は、今後の原子炉プラントの長寿命化のための高性能材料技術開発に反映できる重要な基礎情報と考えられる。

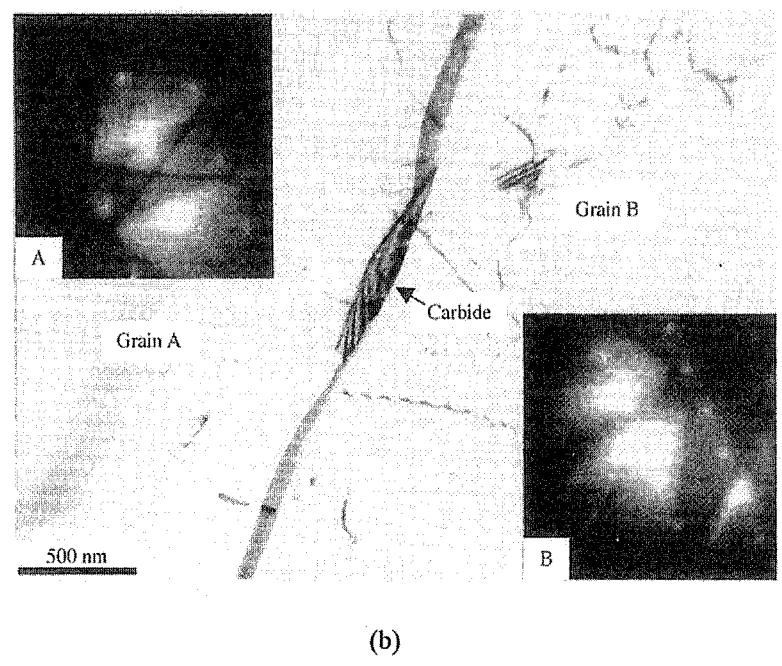
参考文献

- 1) Pumphrey P. H. : "Special High Angle Boundaries, Grain Boundary Structure and Properties", ed. by G. A. Chadwick and D. A. Smith, Academic Press, London, 139 (1976).
- 2) Coze J. L., Biscondi M., Levy J. Goux C. : Mem. Sci. Rev. Metall., 70, 397 (1973).
- 3) Coze J. L., Biscondi M. : Can. Metall. Quart., 13, 5 (1974).
- 4) Froment M. : J. de Physique, 36, c4-371 (1975).
- 5) Qian X. R., Chou Y. T. : Philos. Mag. A, 45, 1075 (1982).
- 6) Palumbo G., Aust K. T. : Acta. Metall. Mater., 38, 2343 (1990).
- 7) Lin P., Palumbo G., Erb U., Aust K. T. : Scripta Metall. Mater., 33, 1387 (1995).
- 8) 粉川博之 : までりあ, 35, 655 (1996).
- 9) Stickler R., Vinckier A. : Mem. Sci. Rev. Metall., 60, 489 (1963).
- 10) Čihal V., Kasová I. : Corrosion Science, 10, 875 (1970).
- 11) Trillo E. A., Murr L. E. : J. Mater. Sci., 33, 1263 (1998).
- 12) Trillo E. A., Murr L. E. : Acta Mater., 47, 235 (1999).
- 13) Palumbo G., Aust K. T. : J. de Physique, 49, c5-569 (1988).
- 14) Lehockey E. M., Palumbo G., Lin P., Brennenstuhl A.M. : Scripta Mater., 36, 1211 (1997).
- 15) Kokawa H., Shimada M., Sato Y. S. : JOM, 52-7, 34 (2000).
- 16) Kokawa H., Koyanagawa T., Shimada M., Sato Y. S., Kuwana T. : "Properties of Complex Inorganic Solids 2", ed. by A. Meike et al., Kluwer Academic/Plenum Publishers, New York, 17 (2000).
- 17) Watanabe T. : Res Mechanica, 11, 47 (1984).
- 18) Palumbo G., Lehockey E. M., Lin P. : JOM, 50-2, 40 (1998).
- 19) Aust K. T. : Can. Met. Quart., 33, 265 (1994).
- 20) Brandon D. G. : Acta Metall., 14, 1479 (1966).
- 21) Kokawa H., Watanabe T., Karashima S. : Philos. Mag. A, 44, 1239 (1981).
- 22) Kokawa H., Watanabe T., Karashima S. : Scripta Metall., 21, 839 (1987).
- 23) Majidi A. P., Streicher M. A. : Corrosion, 40, 584 (1984).
- 24) Lee J. B. : Corrosion, 39, 469 (1983).
- 25) 粉川博之, 増田達彦, 佐藤裕, 福岡千枝, 明石正恒 : 平成 11 年度溶接学会秋季大会概要集, 65, 492 (1999).
- 26) Kokawa H., Masuda T., Sato Y. S., Fukuoka C., Akashi M. : Abstract of Papers of the 81st Annual AWS Convention in Chicago, 81, 117 (2000).
- 27) Kokawa H., Shimada M., Sato Y. S. : Proc. of Intern. Workshop on Fundamental Study and Its Application of Intelligent Nano and Mesoscopic Structured Materials by Field Control, edited by S. Chonan, J. Tani, T. Watanabe and Y. Yamazaki, ISRE 2000, Sendai, 91 (2000).
- 28) Kokawa H., Shimada M., Sato Y. S. : Proc. of J. J. Jonas Symp. on Thermomechanical Processing of Steel, edited by S. Yue and E. Essadiqi, CIM Conference, Ottawa, 581 (2000).
- 29) Shimada M., Kokawa H., Wang Z. J., Sato Y. S. : Proc. of Asian Pacific Conference on Fracture And Strength '01 & International Conference on Advanced Technology In Experimental Mechanics '01, JSME, Sendai, No. 01-203, Vol.2, 1036 (2001).

- 30) Shimada M., Kokawa H., Wang Z. J., Sato Y. S. : Proc. of the 7th Intern. Welding Symp. on Today and Tomorrow in Science and Technology of Welding and Joining, Kobe, Vol.2, 681 (2001).
- 31) Kokawa H., Shimada M., Wang Z. J., Sato Y. S. : to be published in Annales de Chimie, Science des Materiaix, 27, (2002).
- 32) Shimada M., Kokawa H., Wang, Z. J., Sato Y. S., Karibe I. : Acta Materialia, 50, 2331 (2002),
- 33) Shimada M., Kokawa H., Wang Z. J., Sato Y. S. : to be published in Proc. of the 6th International Conference on Trends in Welding Research, edited by S. A. David, T. DebRoy, J. C. Lippold, H. B. Smartt and J. M. Vitek, Georgia, ASM International, (2002).
- 34) Pumphrey P. H., Gleiter H. : Philos. Mag., 30, 593 (1974).
- 35) Kokawa H., Watanabe T., Karashima S. : J. Mater. Sci., 18, 1183 (1983).
- 36) Kokawa H., Watanabe T., Karashima S. : Scripta Metall., 17, 1155 (1983).
- 37) Fullman R. L., Fisher, J. C. : J. Appl Phys., 22, 1350 (1951).
- 38) Lee S. B., Yoon D. Y., Henry M. F. : Acta Metall., 48, 3071 (2000).
- 39) Lee S. B., Hwang N. M., Yoon D. Y., Henry M. F. : Metall. Mater. Trans. A, 31A, 985 (2000).
- 40) Koo J. B., Yoon D. Y. : Metall. Mater. Trans. A, 32A, 469 (2001).
- 41) Choi J. S., Yoon D. Y. : ISIJ Intern., 41, 478 (2001).



(a)



(b)

Fig.1 TEM micrographs of grain boundary structures deviated (a) 7.25 degrees and (b) 12.72 degrees from the $\Sigma 9$ CSL orientation relationship in 304 austenitic stainless steel heat-treated for 100 s at 1000 K.

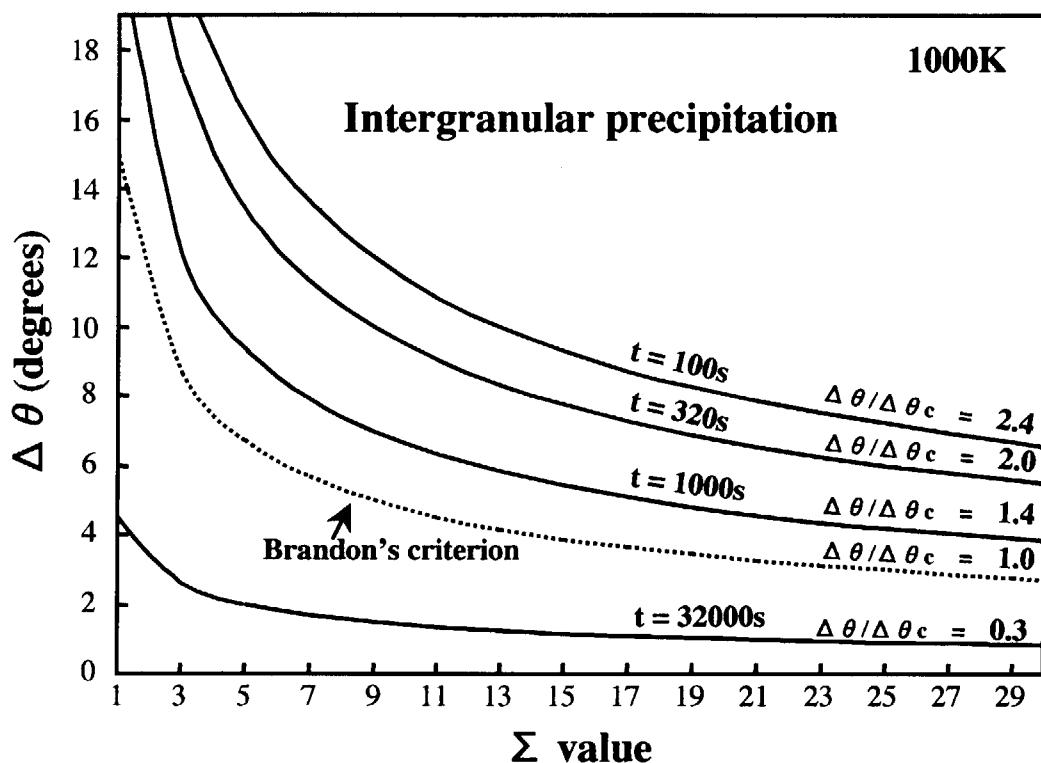


Fig.2 Intergranular carbide precipitation and the deviation angle from the CSL relationship in 304 austenitic stainless steel during sensitization at 1000 K.

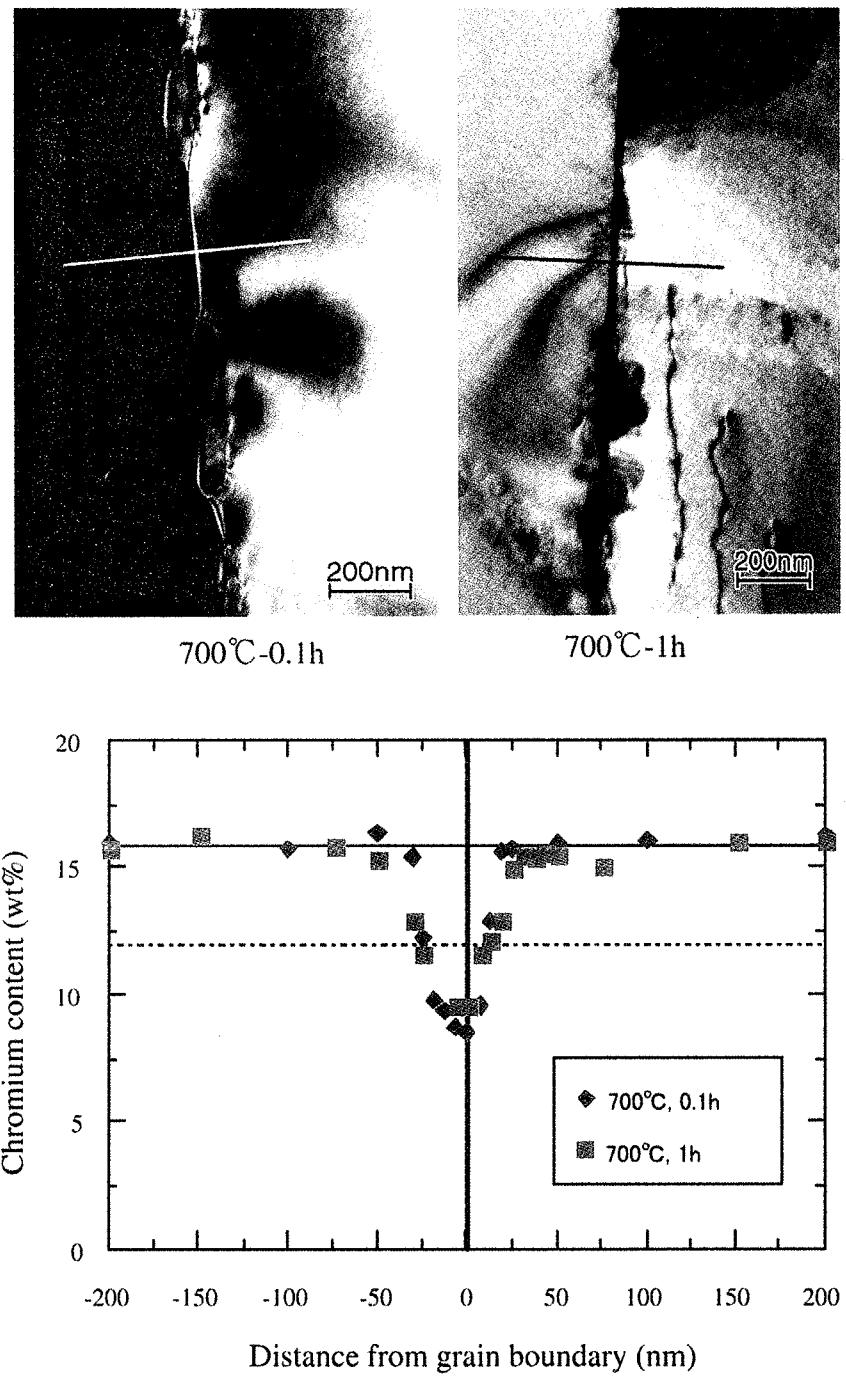


Fig.3 Chromium depletion at grain boundaries in Inconel Alloy 600 (J310) sensitized at 700 °C for 0.1 h and 1 h.

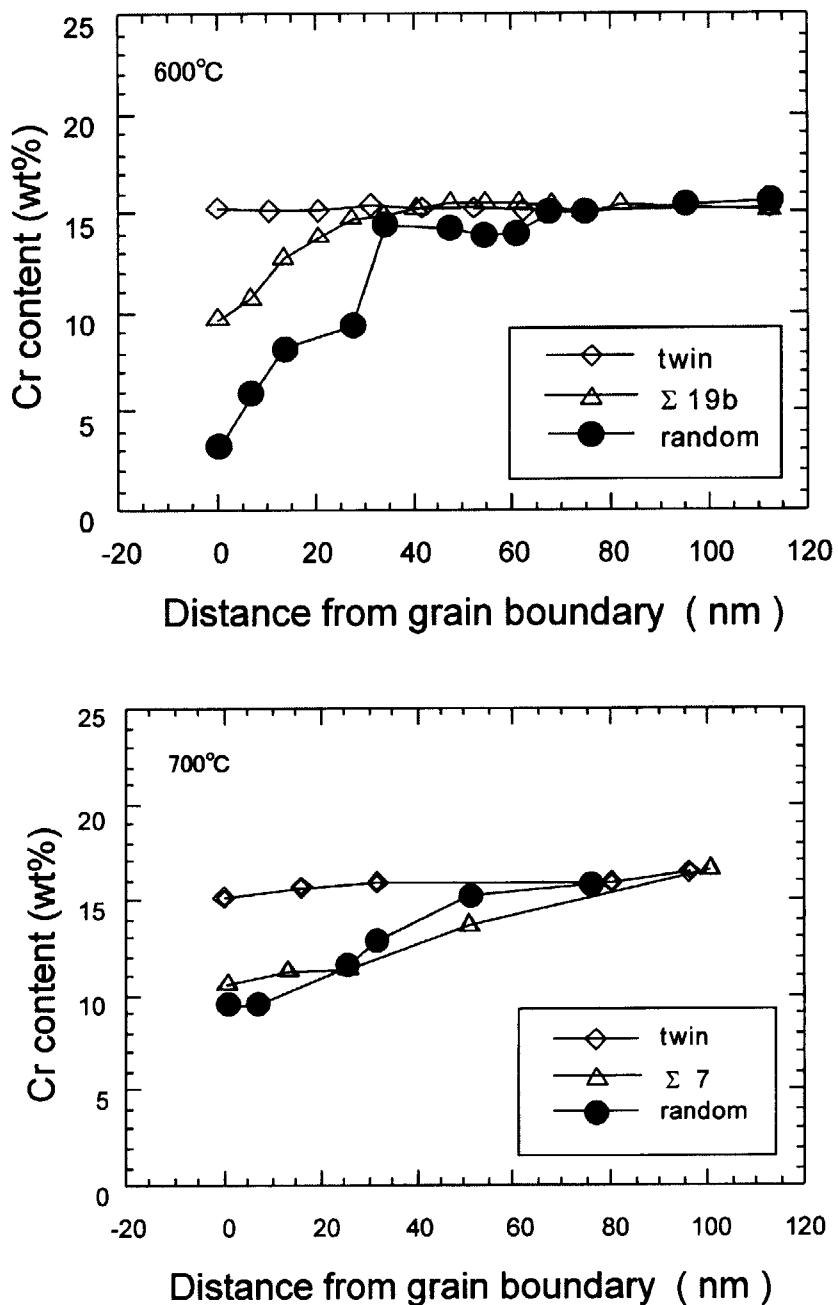


Fig.4 Effect of grain boundary structure on chromium depletion in Inconel Alloy 600 (J610) sensitized at 600 °C for 24 h and 700°C for 1 h.

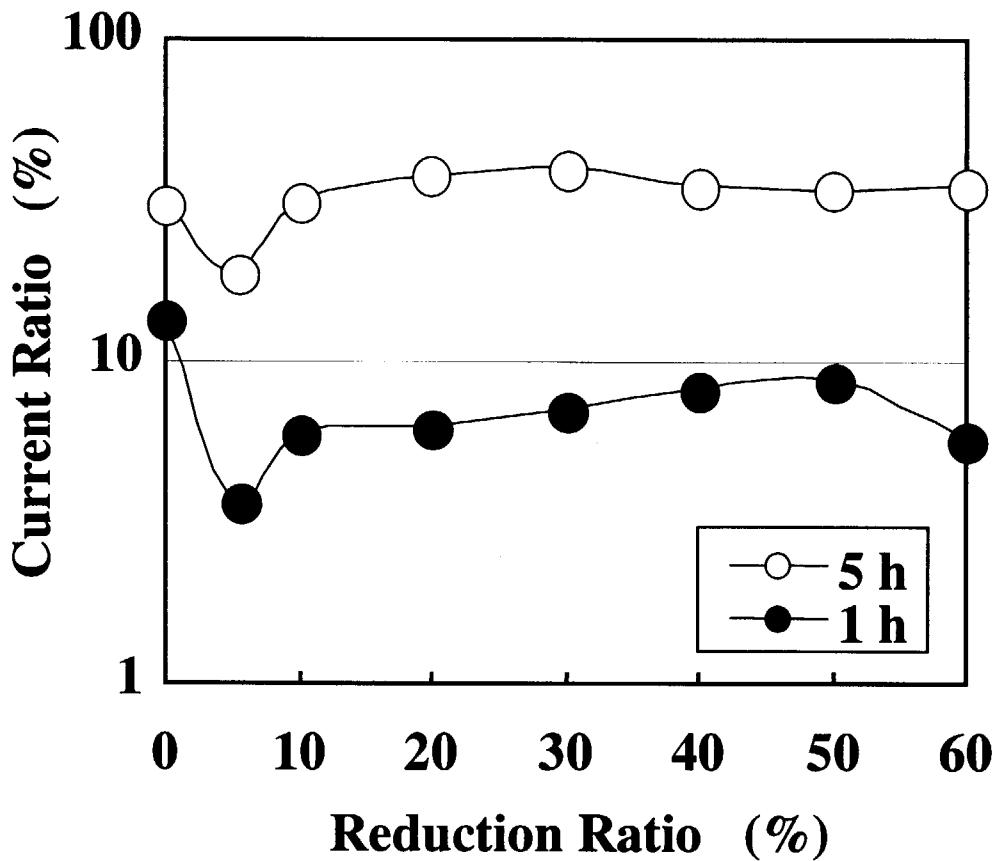


Fig.5 The effect of roll reduction (0-60%) on the reactivation current ratio during the DL-EPR test after sensitization treatment for 1 h and 5 h, indicated by solid and open symbols, respectively.

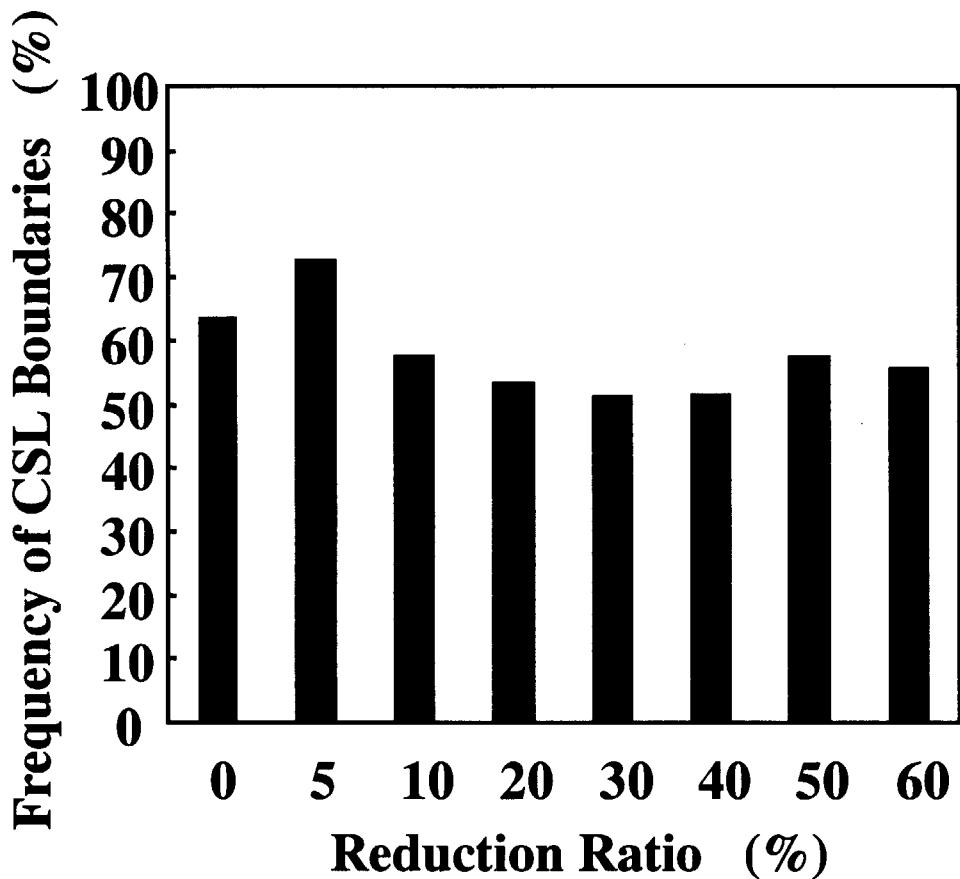


Fig.6 The effect of roll reduction (0-60%) on the frequency of CSL boundaries.

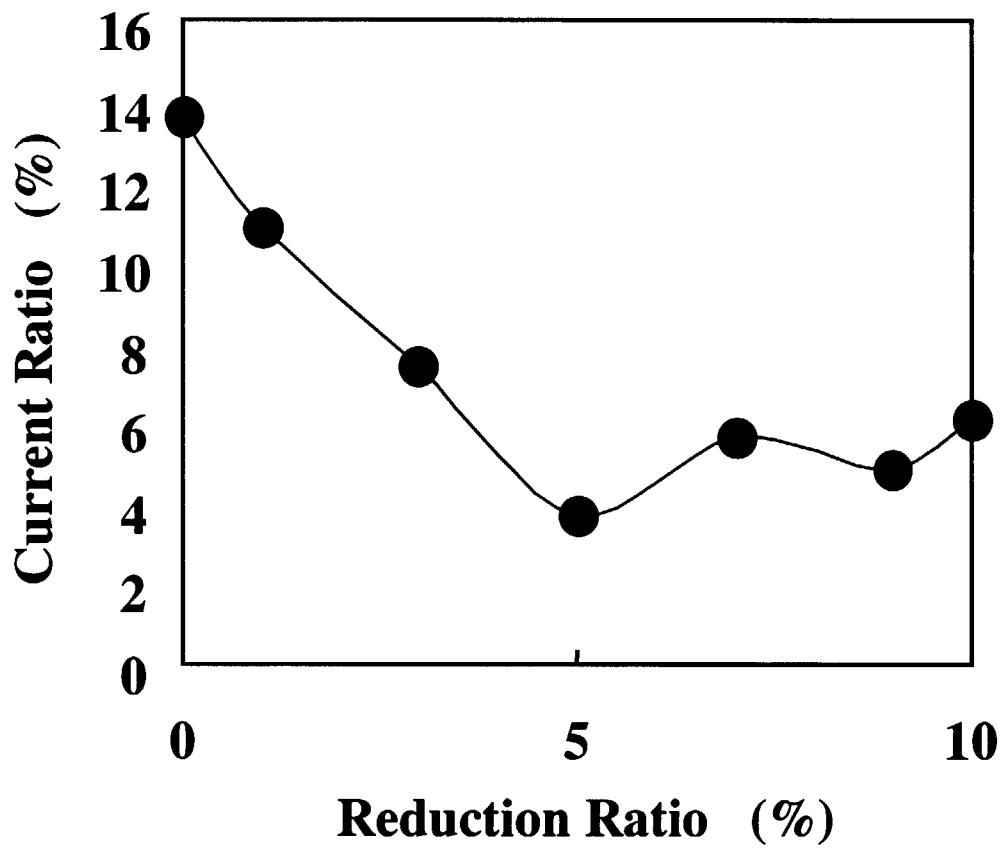


Fig.7 The effect of roll reduction (0-10%) on the reactivation current ratio during the DL-EPR test after sensitization treatment for 1 h.

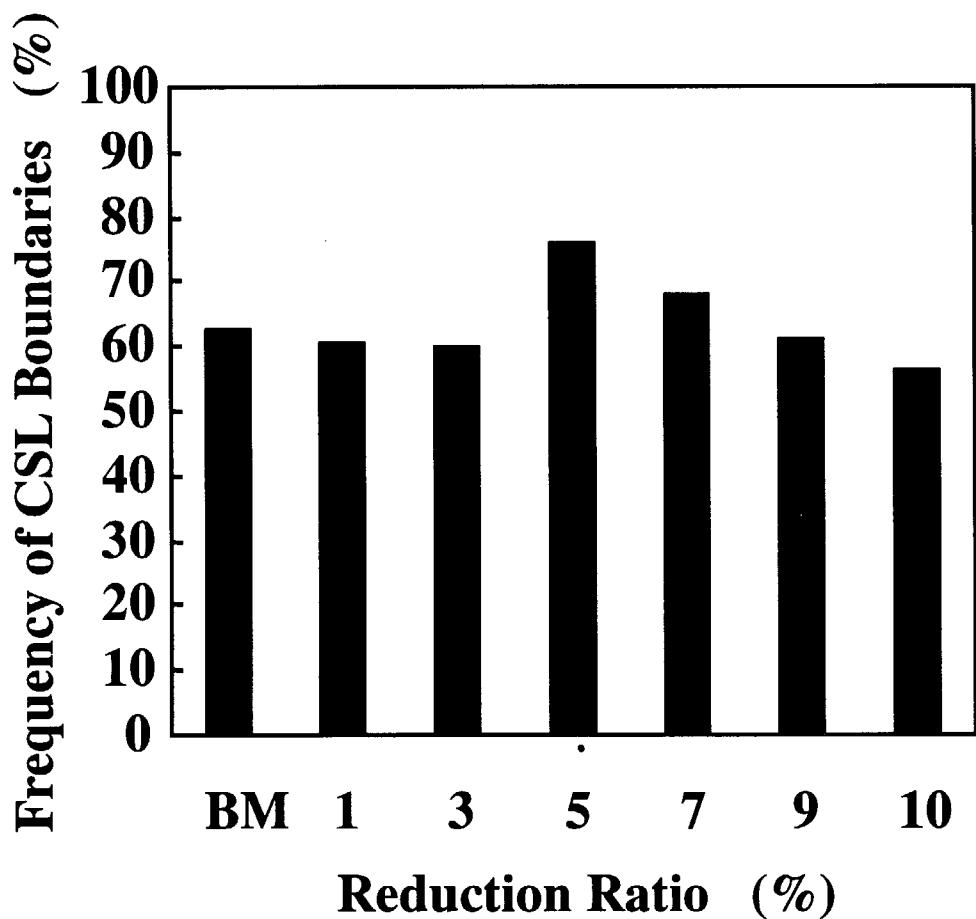


Fig.8 The effect of roll reduction (0-10%) on the frequency of CSL boundaries.

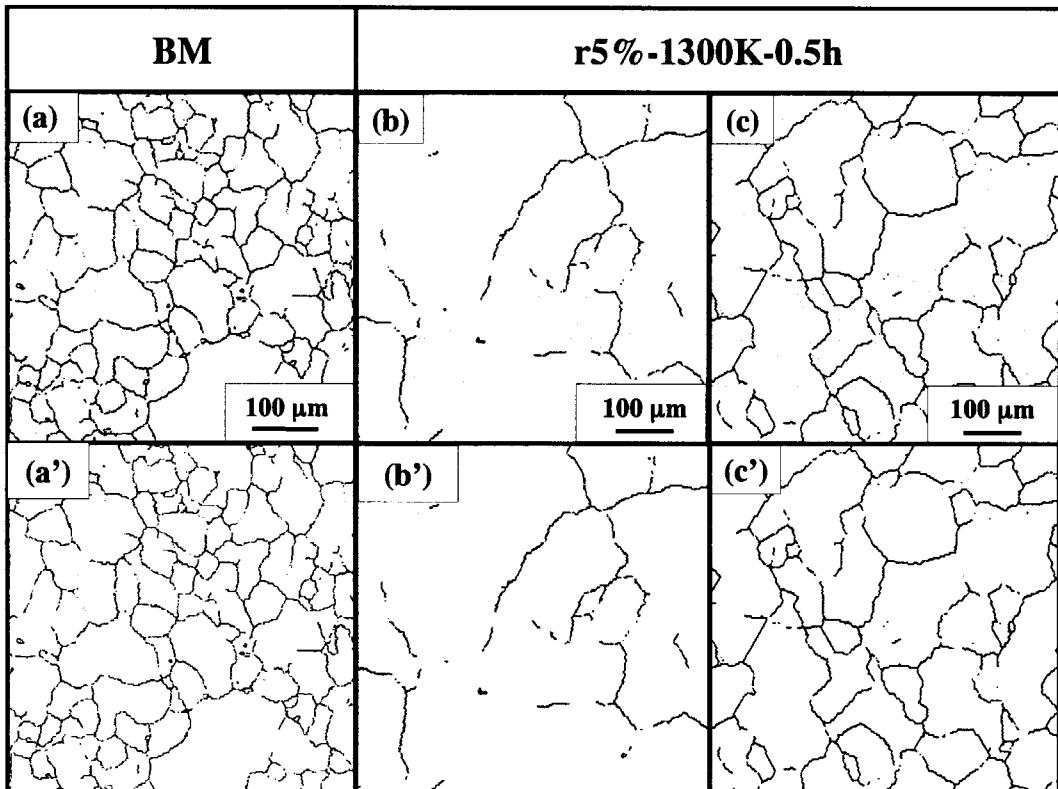


Fig.9 Grain boundary character distributions shown by OIM images for BM (a) and r5%-1300K-0.5h (b, c). Random and CSL boundaries are indicated by thick black and thin gray lines, respectively, in (a), (b) and (c), while only random boundaries are indicated in (a'), (b') and (c').

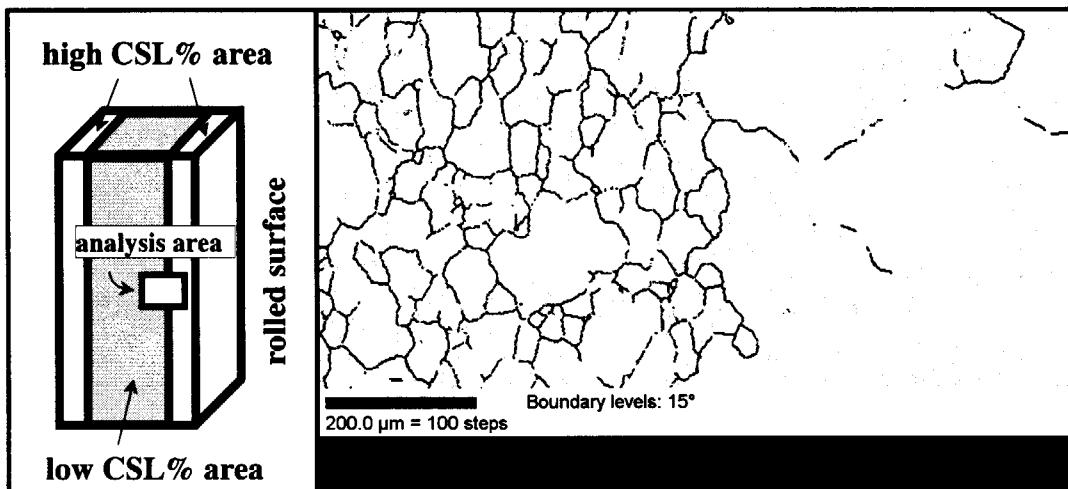


Fig.10 Grain boundary character distribution by OIM in the border area at the front of the high CSL frequency layer in the r5%-1200K-48h specimen.

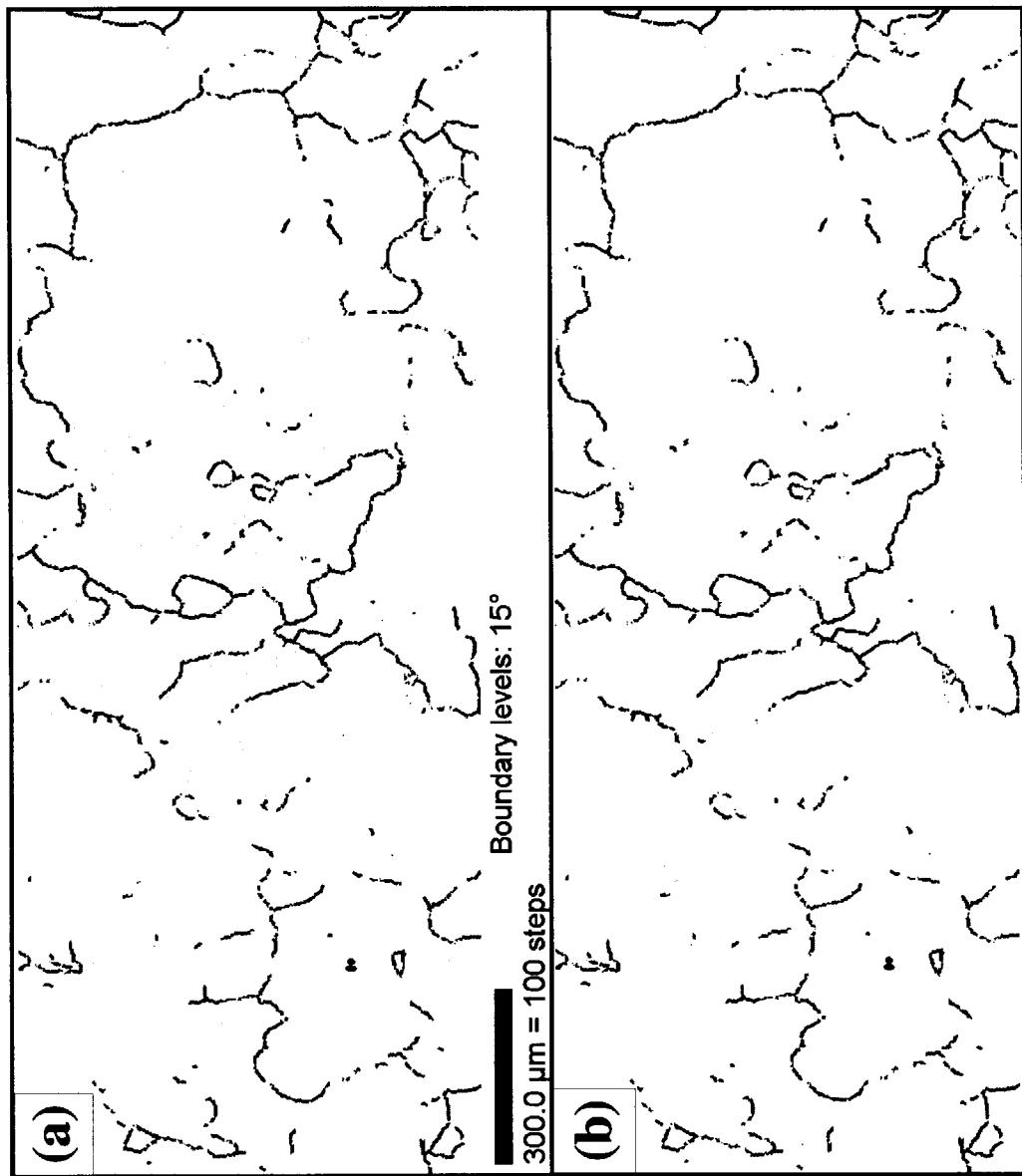


Fig.11 Optimized grain boundary character distribution in the r5%-1200K-72 specimen. Random and CSL boundaries are indicated by thick black and thin gray lines, respectively, in (a), while only random boundaries are indicated in (b).

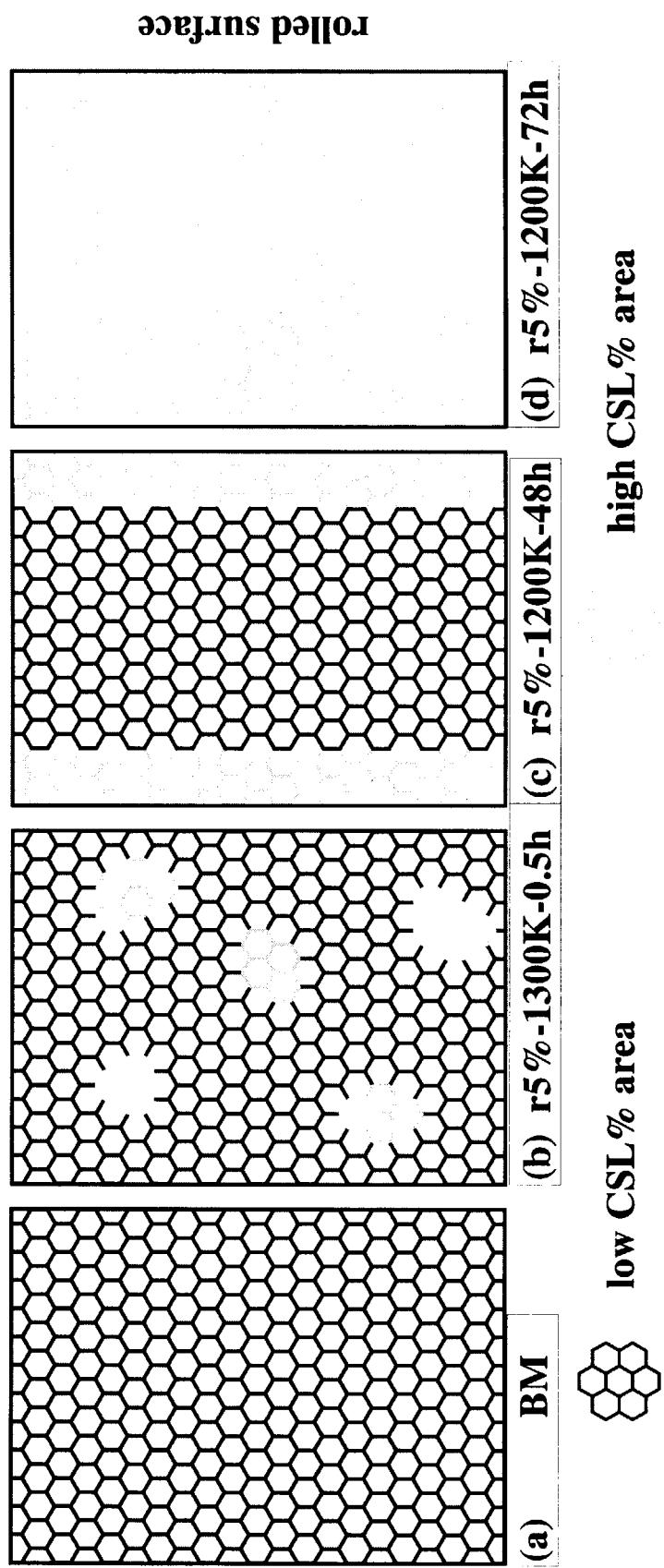


Fig.12 Schematic illustrations of the GBCDs in the BM (a), r5%-1300K-0.5h (b), r5%-1200K-48h (c) and the r5%-1200K-72h (d) specimens.

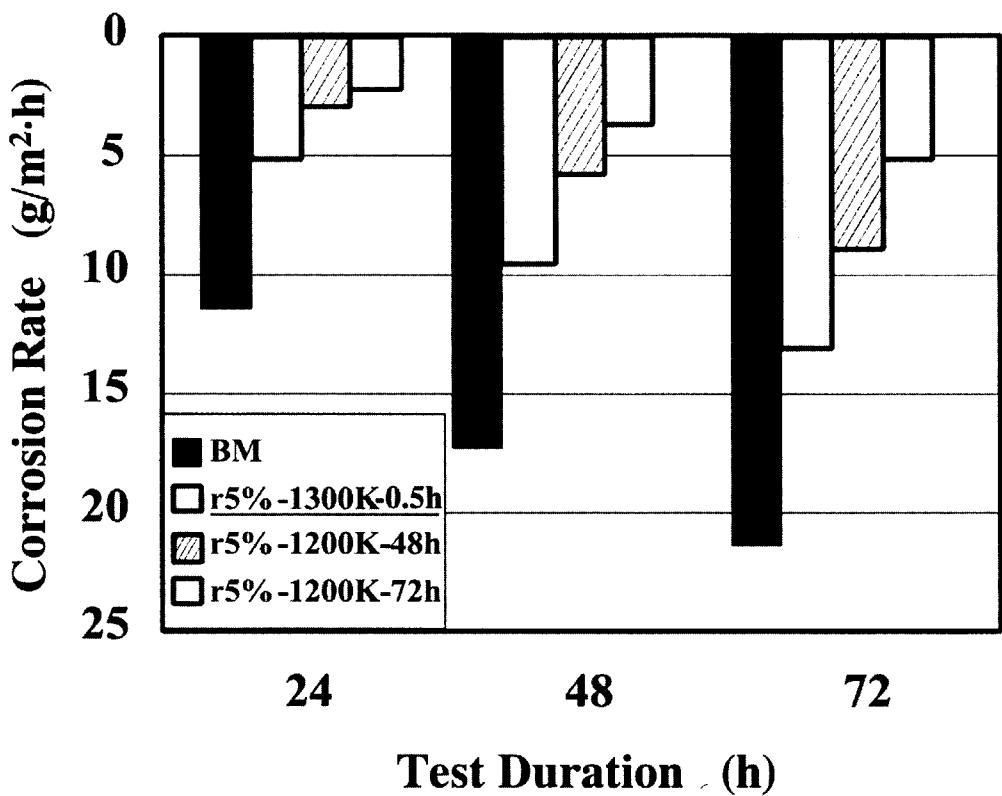


Fig.13 The corrosion mass-loss of the BM and the strain-annealed specimens during the ferric sulfate-sulfuric acid test.

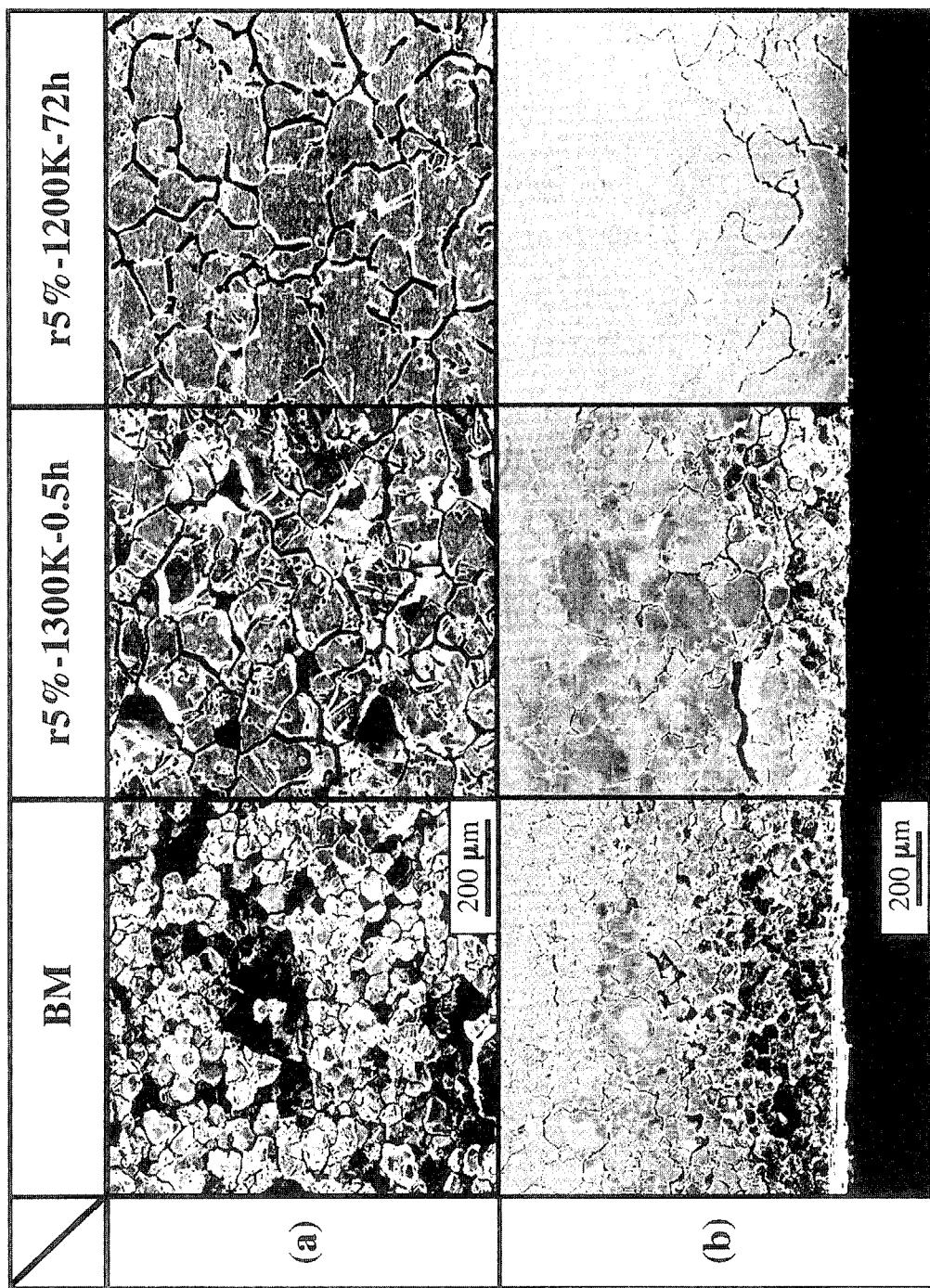


Fig.14 The surfaces (a) and cross sections (b) of the BM and the strain-annealed specimens after the ferric sulfate-sulfuric acid test.

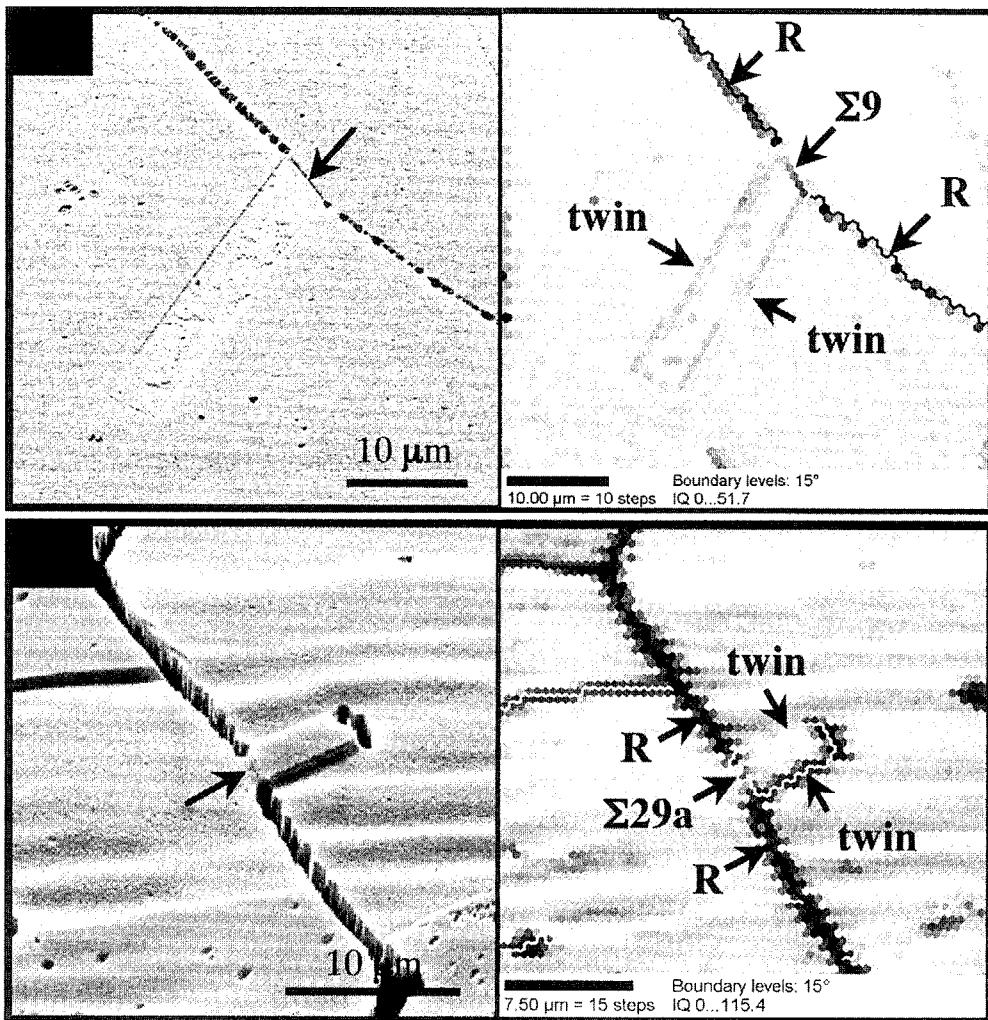


Fig.15 Annealing twins at random boundaries shown by SEM and OIM.
Random boundaries were partially transformed by twin emission to
 $\Sigma 9$ (a) and $\Sigma 29a$ CSL structures (b).

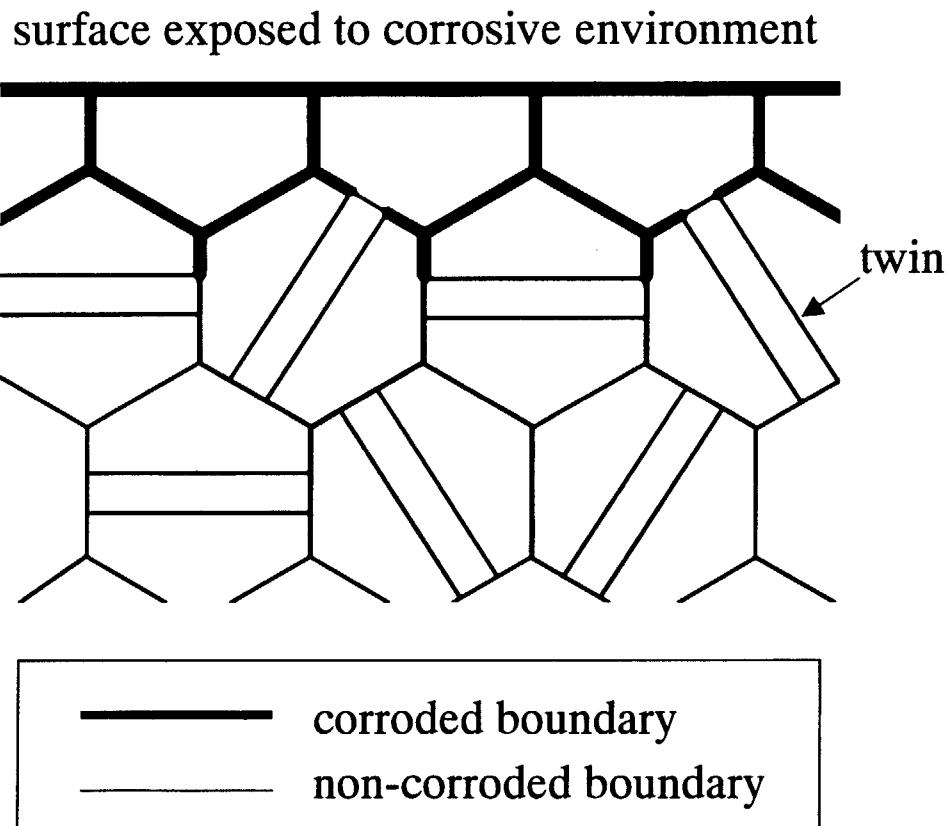


Fig.16 Arrest of percolation of intergranular corrosion from the surface by distributed low energy segments.

国際単位系 (SI) と換算表

表1 SI基本単位および補助単位

量	名称	記号
長さ	メートル	m
質量	キログラム	kg
時間	秒	s
電流	アンペア	A
熱力学温度	ケルビン	K
物質量	モル	mol
光度	カンデラ	cd
平面角	ラジアン	rad
立体角	ステラジアン	sr

表3 固有の名称をもつSI組立単位

量	名称	記号	他のSI単位による表現
周波数	ヘルツ	Hz	s ⁻¹
力	ニュートン	N	m·kg/s ²
圧力、応力	パスカル	Pa	N/m ²
エネルギー、仕事、熱量	ジュール	J	N·m
功率、放射束	ワット	W	J/s
電気量、電荷	クーロン	C	A·s
電位、電圧、起電力	ボルト	V	W/A
静電容量	ファラード	F	C/V
電気抵抗	オーム	Ω	V/A
コンダクタンス	ジーメンス	S	A/V
磁束	ウェーバ	Wb	V·s
磁束密度	テスラ	T	Wb/m ²
インダクタンス	ヘンリー	H	Wh/A
セルシウス温度	セルシウス度	°C	
光束度	ルーメン	lm	cd·sr
照度	ルクス	lx	lm/m ²
放射能	ベクレル	Bq	s ⁻¹
吸収線量	グレイ	Gy	J/kg
線量等量	シーベルト	Sv	J/kg

表2 SIと併用される単位

名 称	記 号
分、時、日	min, h, d
度、分、秒	°, ', "
リットル	L
トン	t
電子ボルト	eV
原子質量単位	u

1 eV=1.60218×10⁻¹⁹J

1 u=1.66054×10⁻²⁷kg

表5 SI接頭語

倍数	接頭語	記号
10 ¹⁸	エクサ	E
10 ¹⁵	ペタ	P
10 ¹²	テラ	T
10 ⁹	ギガ	G
10 ⁶	メガ	M
10 ³	キロ	k
10 ²	ヘクト	h
10 ¹	デカ	da
10 ⁻¹	デシ	d
10 ⁻²	センチ	c
10 ⁻³	ミリ	m
10 ⁻⁶	マイクロ	μ
10 ⁻⁹	ナノ	n
10 ⁻¹²	ピコ	p
10 ⁻¹⁵	フェムト	f
10 ⁻¹⁸	アト	a

(注)

- 表1～5は「国際単位系」第5版、国際度量衡局1985年刊行による。ただし、1eVおよび1uの値はCODATAの1986年推奨値によった。
- 表4には海里、ノット、アール、ヘクトールも含まれているが日常の単位なのでここでは省略した。
- barは、JISでは流体の圧力を表わす場合に限り表2のカテゴリーに分類されている。
- EC閣僚理事会指令ではbar、barnおよび「血圧の単位」mmHgを表2のカテゴリーに入れている。

換 算 表

力	N(=10 ⁵ dyn)	kgf	lbf
	1	0.101972	0.224809
9.80665	1	2.20462	
4.44822	0.453592	1	

粘度 1 Pa·s(N·s/m²)=10 P(ボアズ)(g/(cm·s))

動粘度 1 m²/s=10⁴St(ストークス)(cm²/s)

圧力	MPa(=10bar)	kgf/cm ²	atm	mmHg(Torr)	lbf/in ² (psi)
	1	10.1972	9.86923	7.50062×10 ³	145.038
力	0.0980665	1	0.967841	735.559	14.2233
	0.101325	1.03323	1	760	14.6959
	1.33322×10 ⁻⁴	1.35951×10 ⁻³	1.31579×10 ⁻³	1	1.93368×10 ⁻²
	6.89476×10 ⁻³	7.03070×10 ⁻²	6.80460×10 ⁻²	51.7149	1

エネルギー・仕事・熱量	J(=10 ⁷ erg)	kgf·m	kW·h	cal(計量法)	Btu	ft·lbf	cV	1 cal= 4.18605J (計量法) = 4.184J (熱化学) = 4.1855J (15°C) = 4.1868J (国際蒸気表)
	1	0.101972	2.77778×10 ⁻⁷	0.238889	9.47813×10 ⁻⁴	0.737562	6.24150×10 ¹⁸	
9.80665	1	2.72407×10 ⁻⁶	2.34270	9.29487×10 ⁻⁴	7.23301	6.12082×10 ¹⁹		
3.6×10 ⁶	3.67098×10 ³	1	8.59999×10 ⁵	3412.13	2.65522×10 ⁶	2.24694×10 ²⁵		
4.18605	0.426858	1.16279×10 ⁻⁶	1	3.96759×10 ⁻³	3.08747	2.61272×10 ¹⁹		仕事率 1 PS(仮馬力)
1055.06	107.586	2.93072×10 ⁻⁴	252.042	1	778.172	6.58515×10 ²¹		= 75 kgf·m/s
1.35582	0.138255	3.76616×10 ⁻⁷	0.323890	1.28506×10 ⁻³	1	8.46233×10 ¹⁸		= 735.499W
1.60218×10 ⁻¹⁹	1.63377×10 ⁻²⁰	4.45050×10 ⁻²⁶	3.82743×10 ⁻²⁰	1.51857×10 ⁻²²	1.18171×10 ⁻¹⁹	1		

放射能	Bq	Ci	吸収線量	Gy	rad
	1	2.70270×10 ⁻¹¹		1	100
	3.7×10 ¹⁰	1		0.01	1

照射線量	C/kg	R	線量当量	Sv	rem
	1	3876		1	100
	2.58×10 ⁻⁴	1		0.01	1

(86年12月26日現在)

結晶粒界構造制御による原子炉配管材料の粒界銳敏化抑制効果（原子力基礎研究 H11-O23）（委託研究）

R100
古紙配合率100%
白色度70%再生紙を使用しています