

二相ステンレス鋼の結晶粒成長

阿部 雅之*・日裏 昭*²・石田 清仁*³・西沢 泰二*³

Grain Growth in Duplex Stainless Steels

Masayuki ABE, Akira HIURA, Kiyohito ISHIDA and Taiji NISHIZAWA

Synopsis :

Grain radii of α and γ phases in duplex stainless steels annealed at 1 000–1 200°C have been measured, and the growth mode of α and γ grains has been investigated. The results obtained are as follows :

(1) The grain size of duplex stainless steels is much finer than those of α and γ single phase stainless steels. This is caused by the facts that α and γ grains restrict the growth of partner's grains by the pinning effect, and the growth mode of both grains becomes similar to the Ostwald ripening.

(2) In α -rich duplex stainless steels, the grain growth of both α and γ phases is controlled by volume diffusion in the α phase, and is described by the third power law ($\bar{R}^3 - \bar{R}_0^3 = k_3 t$).

(3) In γ -rich duplex stainless steels, the grain growth is controlled by the diffusion along grain boundary of γ phase, and is expressed by the fourth power law ($\bar{R}^4 - \bar{R}_0^4 = k_4 t$). If the volume fraction of α phase is smaller than 0.1, however, α grains are mostly located within γ grains, and the grain growth is controlled by volume diffusion, obeying the third power law.

(4) The grain radius of major phase, \bar{R} is related to the grain radius, \bar{r} and the volume fraction of minor phase, f through the Zener's relation ($\bar{R} = \beta \frac{\bar{r}}{f}$). The coefficient β is nearly 4/9, which has been proposed by HELLMAN and HILLERT.

1. 緒 言

フェライト (α 相) とオーステナイト (γ 相) から成る二相ステンレス鋼は、従来のオーステナイト系ステンレス鋼に比べて、塩化物環境での耐応力腐食割れ抵抗や耐孔食性に優れているほか、高温では超塑性、低温では優れた衝撃特性を示すなど、高強度耐食性材料として注目されている^{1)~6)}。

このような優れた機械的特性は、二相ステンレス鋼の組織が microduplex 組織であつて、結晶粒が非常に微細であることに起因している。しかしながら、二相ステンレス鋼を構成している α 相と γ 相の結晶粒がなぜ微細であるのかについては十分な検討がなされておらず、不明な点が多い。

さきに当研究室では、3%Si, 0.3%Cr を基本組成とする低合金二相鋼 (Dual phase steel) の α 相と γ 相の結晶粒成長について定量的な解析を行い、それらの成長機構が、単相組成における結晶粒成長とは全く異なることを報告した⁷⁾。二相ステンレス鋼についても同様の考え方が当てはまることが予想されるので、本研究で

は、前報とほぼ同様の手法によつて Fe-Cr-Ni 系二相ステンレス鋼における α 相と γ 相の結晶粒の成長速度を測定し、その成長機構を解析して、二相ステンレス鋼の結晶粒が微細となる理由について考察した。

2. 実験方法

2.1 実験試料

実験に供した試料は、広い温度範囲で [$\alpha + \gamma$] 二相組織となるように、Fe-25%Cr を基本組成とし、Ni 濃度を 0~20% に調整して、 α 相と γ 相の体積率を 0~100% に変化させた。Table 1 は各試料の Cr と Ni の分析値、および、1 100°C における γ 相の体積分率である。また Fig. 1 は、これらの試料の組成と 1 000, 1 100 および 1 200°C における α , γ 両相の組成 (測定法については後述する) を Fe-Cr-Ni 系状態図⁸⁾ 中に記入したものである。なお、Table 1 の F1 および A1 は、1 000~1 200°C において、それぞれ α 単相および γ 単相の組織であつて、二相組織との比較を行うための試料である。

これらの試料は電解鉄 (99.95%)、電解クロム (99.75

昭和 59 年 3 月 8 日受付 (Received Mar. 8, 1984)

* 東北大学工学部 (現: 新日本製鉄(株)) (Faculty of Engineering, Tohoku University, Now Nippon Steel Corp.)

*² 東北大学大学院 (現: 日本鋼管(株)) (Graduate School, Tohoku University, Now Nippon Kokan K. K.)

*³ 東北大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Tohoku University, Aza-Aoba Aramaki Sendai 980)

%)、電解ニッケル (99.94%) を素材として、高周波溶解によって作製した。なお、結晶粒成長に対して酸化物や窒化物などの介在物が著しい影響を与えるので、 H_2 雰囲気中で溶解を行い、C, N, O などの不純物元素が十分低くなるようにした。しかし、C: 約 10 ppm, N: 約 30 ppm, O: 約 80 ppm が残存していた。

各铸件を熱間鍛造後、冷間圧延と中間焼なましによって結晶粒を整え、33% の最終冷間圧延によって厚さ 4 mm の板状試片とした。これを 5 mm 長さに切断し、透明石英カプセル中に真空封入して、1000, 1100 および 1200°C で 1~300 h 加熱保持した後、氷水中に急冷し、組織解析を行った。

2.2 組織解析

組織の現出には 10% 硫酸水溶液による電解エッチングと村上試薬によるエッチングを併用した。各試料について、10 視野ずつ組織写真を撮影して、画像解析装置 Luzex-450F によって、 α , γ 両相の体積分率 f_α , f_γ 、ならびに平均結晶粒半径 \bar{R}^α , \bar{R}^γ を定めた。

また、試料中の α , γ 両相の Cr および Ni 濃度を EPMA によって測定した。使用した装置は島津製 ARL-EMX 型であり、加速電圧 20 kV, 試料電流 10 nA, 取り出し角度 52.5° の条件で、LiF を分光結晶として CrK_α 線および NiK_α 線の相対強度を求め、補正式⁸⁾ によって濃度に換算した。

Table 1. Chromium and nickel contents of specimens and volume fraction of γ phase at 1100°C.

Specimen	Cr (wt%)	Ni (wt%)	f_γ at 1100°C
F1	24.5	0	0
D1	24.2	6.12	0.32
D2	23.0	8.54	0.51
D3	24.8	9.97	0.56
D4	24.8	12.2	0.69
D5	23.8	14.1	0.83
D6	24.2	16.0	0.90
A1	24.0	20.0	1.0

3. 実験結果

3.1 顕微鏡組織

1100°C で 100 h 加熱したときの二相ステンレス鋼 (D1, D3, D4, D6) と単相ステンレス鋼 (F1, A1) の顕微鏡組織を、Photo. 1 に示す。これらの組織写真に明らかなように二相ステンレス鋼の結晶粒は単相ステンレス鋼に比べて格段に細かい。また、Photo. 2 は、D4 の二相ステンレス鋼を 1100°C で 10 h~300 h 加熱した場合の結晶粒成長挙動を示したものであり、長時間の加熱を行っても結晶粒はあまり成長しないことがわかる。なお、1000°C, 1200°C で加熱した試料も、1100°C の場合と全く同様の組織であった。

3.2 結晶粒の平均半径

Fig. 2 に二相ステンレス鋼と単相ステンレス鋼を 1100°C で加熱した時の結晶粒の平均半径 \bar{R} と加熱時間 t との関係を示した。ここで、二相ステンレス鋼の α 相と γ 相の結晶粒径は左端の図中にハッチングで示したように、単相ステンレス鋼に比して著しく小さいので、縦軸の目盛を約 10 倍に拡大して、右の二つの図に示してある。また、Fig. 3 は同じデータを両対数目盛で図示したものであり、これらの図から、二相ステンレス鋼の結晶粒成長の機構が単相ステンレス鋼の場合とは全く異質のものであることが推定される。

つぎに、Fig. 4 は、1100°C で 100 h 加熱した場合の γ 相および α 相の結晶粒半径と $\alpha:\gamma$ の量比との関係を示したもので、 α 相の結晶粒は、 α 相の体積分率 f_α が小さいほど細かくなり、一方、 γ 相の結晶粒は γ 相の体積分率 f_γ が小さいほど細かくなっている。従って、 α 相と γ 相の体積分率がほぼ等しい場合に、両相の平均の結晶粒が最も細かくなることがわかる。このことは、二相ステンレス鋼の熱処理において注意すべき事項であり、均質化処理温度の設定を誤って f_γ の値が 0.3

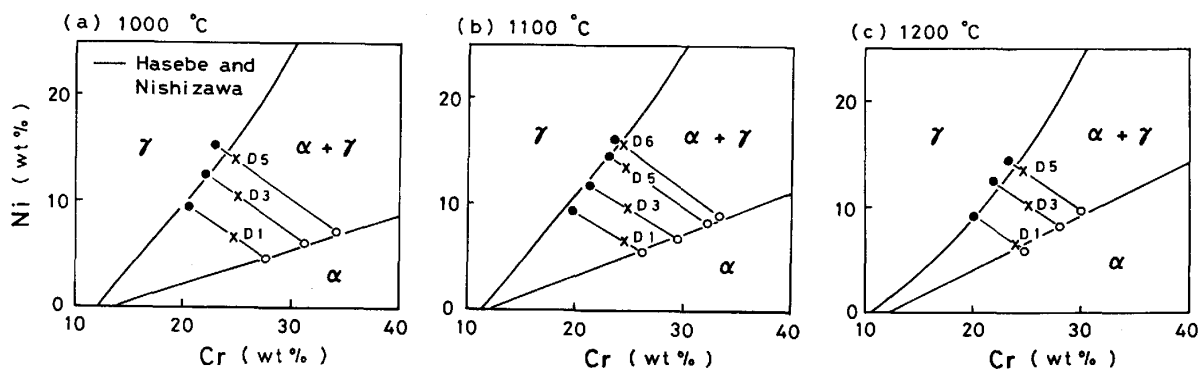


Fig. 1. Constitution of specimens plotted on isothermal section diagrams of Fe-Cr-Ni system at 1000, 1100 and 1200°C.

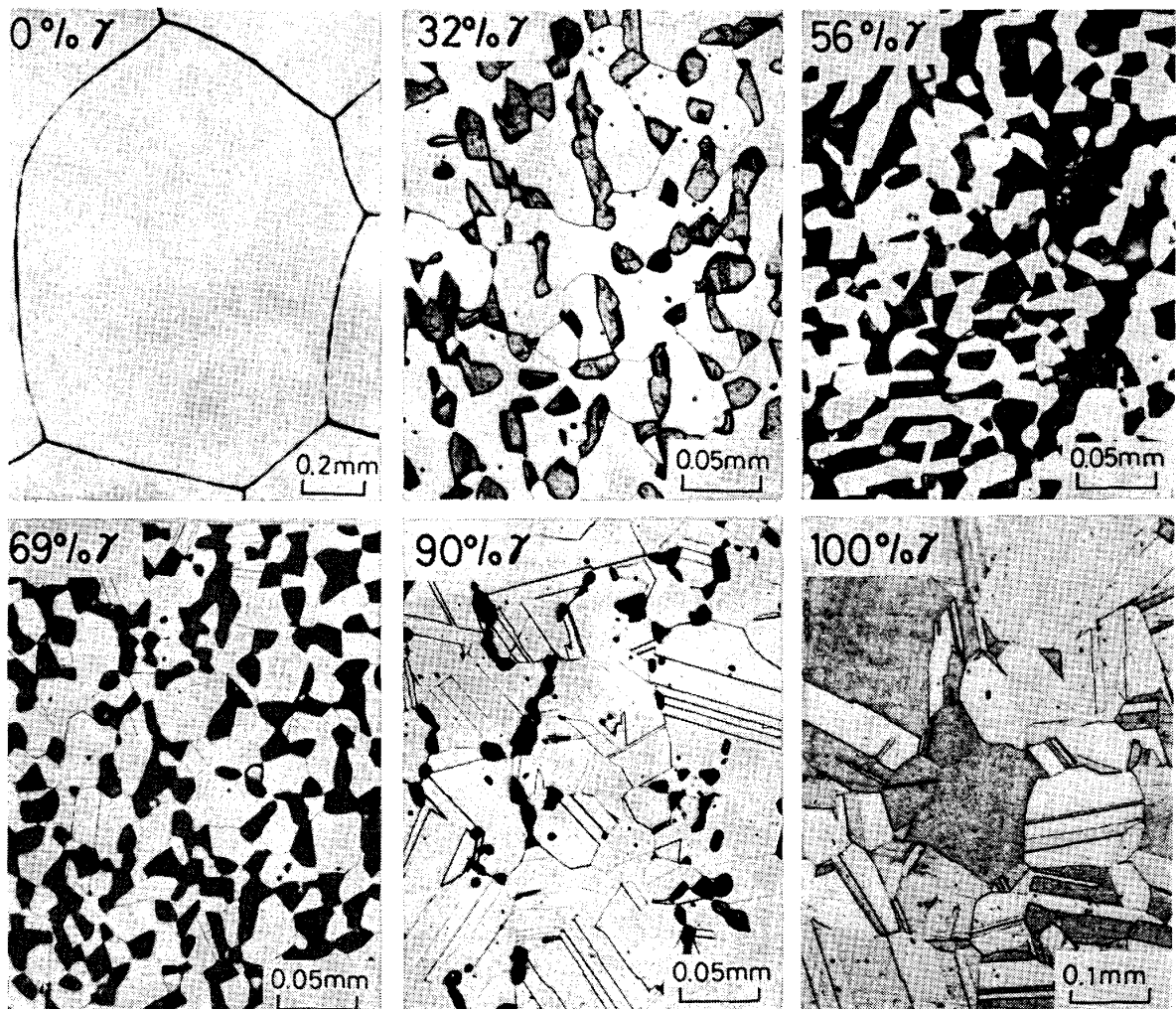


Photo. 1. Microstructure of duplex stainless steels containing various fractions of γ phase, annealed at 1100°C for 100 h.

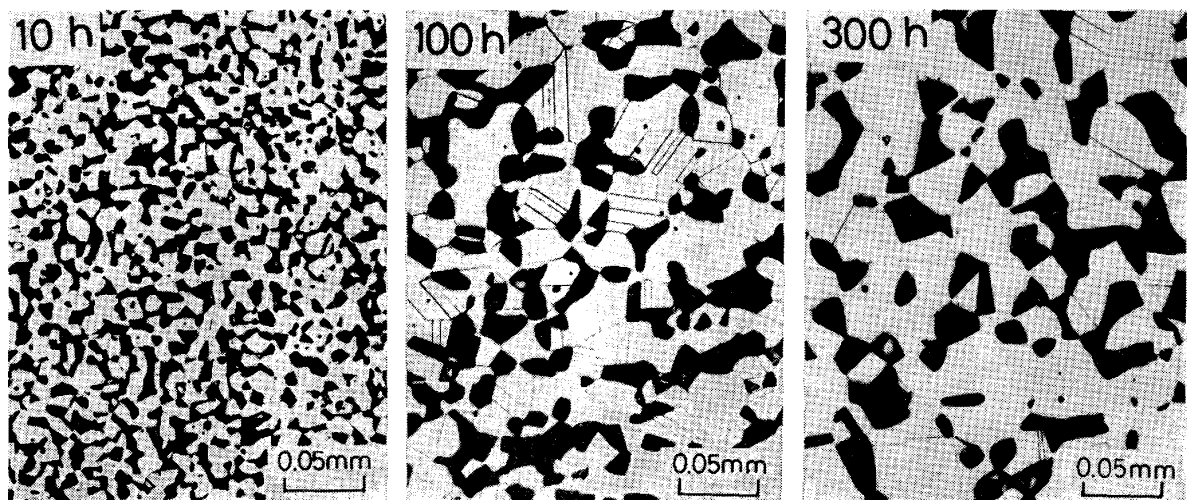


Photo. 2. Microstructure of duplex stainless steel (69% γ) annealed at 1100°C for 10, 100 and 300 h.

~0.8 の範囲からはずれると、結晶粒が単相ステンレス鋼と同等程度にまで成長してしまい、二相ステンレス鋼本来の特性を失うことを意味している。

3.3 α , γ 両相への Cr と Ni の分配

Table 2 に、二相ステンレス鋼 (D1, D3, D5, D6) を 1100°C で 50 h あるいは 200 h 加熱した時の α 相

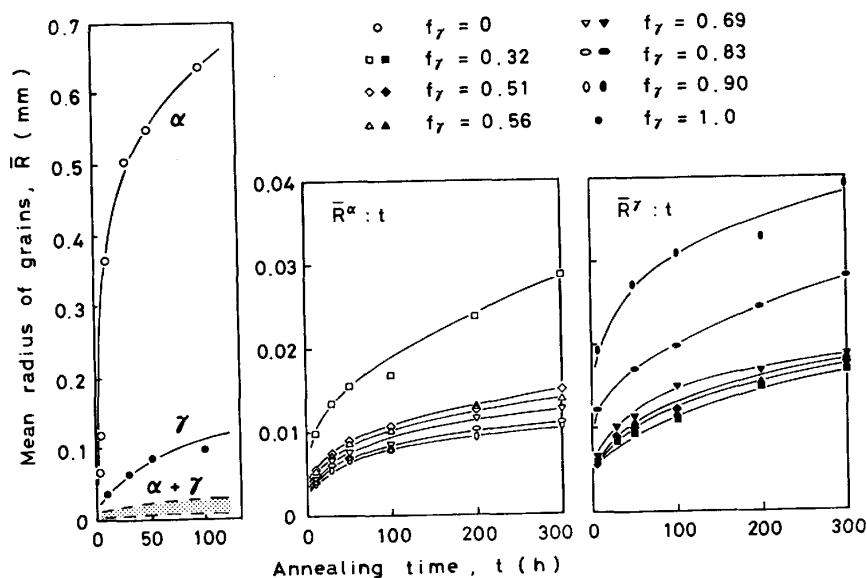


Fig. 2. Grain growth in single-phase and duplex stainless steels at 1100°C. (f_γ : volume fraction of γ phase)

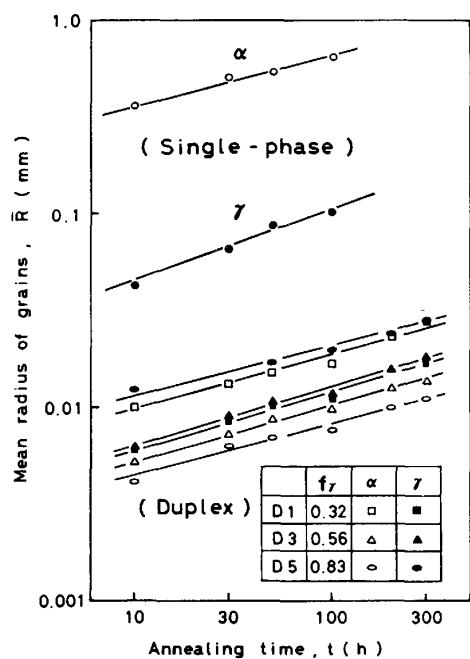


Fig. 3. Relation between $\log \bar{R}$ and $\log t$ for single-phase and duplex stainless steels annealed at 1100°C.

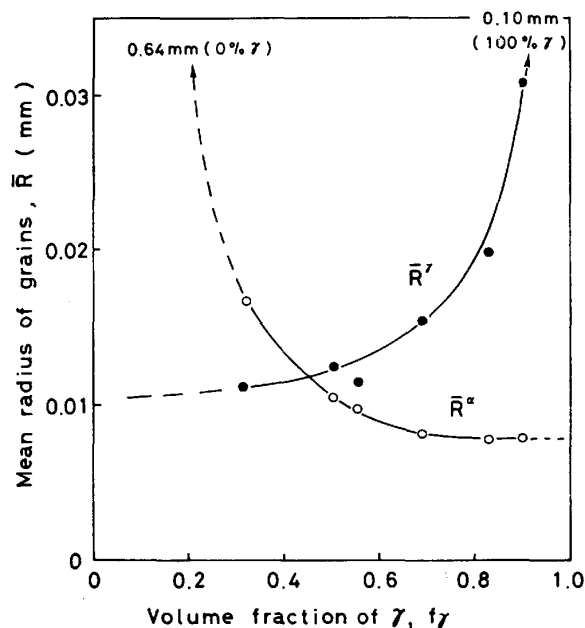


Fig. 4. Grain radius of α and γ phases in duplex stainless steels annealed at 1100°C for 100 h.

Table 2. Partition of Cr and Ni between α and γ phases in duplex stainless steels annealed at 1100°C.

Specimen	Annealing time (h)	Cr (wt%)		Ni (wt%)		Partition coefficient	
		α	γ	α	γ	$K_{Cr}^{\alpha/\gamma}$	$K_{Ni}^{\alpha/\gamma}$
D1	50	25.6	19.9	5.1	8.5	1.29	0.60
	200	26.4	19.7	5.0	8.6	1.34	0.58
D3	50	28.9	21.6	6.8	11.8	1.34	0.58
	200	29.4	21.6	7.0	12.2	1.36	0.57
D5	200	32.2	23.0	8.4	15.0	1.40	0.56
	D6	200	33.2	23.4	9.1	16.4	1.42

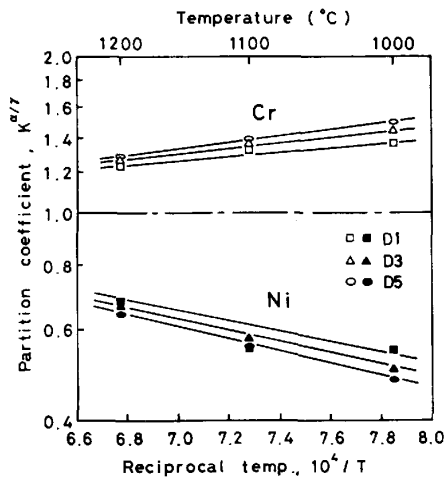


Fig. 5. Partition coefficients for Cr and Ni in duplex stainless steels annealed at 1000, 1100 and 1200°C.

と γ 相の組成を EPMA で測定した結果を示す。50 h と 200 h の組成にはほとんど差が認められないので、 α 相と γ 相中の Cr と Ni の濃度は 50 h ではほぼ平衡に達していたと考えられる。なお、これらの平衡濃度は前掲の Fig. 1 に示したように、Fe-Cr-Ni 系についての従来の計算結果⁹⁾ とかなりよく一致している。

後述するように、二相ステンレス鋼における結晶粒成長の速度は、 α 相と γ 相の組成差に依存するので、Cr と Ni の分配係数 $K^{\alpha/\gamma}$ (α 相中の濃度/ γ 相中の濃度) を求め、 $\log K^{\alpha/\gamma}$ と $1/T$ との関係として整理した結果が Fig. 5 である。Cr は α 安定化元素であるから $K^{\alpha/\gamma} > 1$ 、Ni は γ 安定化元素なので $K^{\alpha/\gamma} < 1$ であつて、しかも、温度が高くなるにつれて $K^{\alpha/\gamma}$ の値が 1 に近くなる。これらの事項は α 相と γ 相への合金元素の分配に関する一般則とよく符号している。

4. 考 察

結晶粒の成長は、粒界エネルギーの総和を減じて安定化しようとする現象であつて、一般には、次式のように 2 乗則によつて記述されると考えられてきた。

$$(\bar{R})^2 - (\bar{R}_0)^2 = K_2 \cdot t \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 \bar{R}_0 は結晶粒の平均半径 \bar{R} の初期値である。

二相組織における結晶粒成長も粒界エネルギーおよび界面エネルギーの総和を低くしようとする一種の安定化現象であり、通常の単相組織における結晶粒成長と本質的には同等である。しかし単相組織の場合には、粒界移動が結晶粒成長の素過程であるのに対して、二相組織中での粒成長では、互いに組成の異なる二相の間の界面が移動しなければならないので、その成長則は独特の形式となることが予想される。以下では、前報⁷⁾ の手法に準

じて、二相ステンレス鋼における結晶粒の成長則について考察する。

4.1 副相のオストワルド成長

一般に、基質相に囲まれた第二相粒子が界面エネルギーを駆動力として粗大化する現象はオストワルド成長と呼ばれている。二相ステンレス鋼は α 、 γ 両相より成る二相混合組織であるが、体積分率が小さい方の相 (以下、これを副相という) の結晶粒の成長は、オストワルド成長と類似していると考えられるので、つぎのような解析を適用する。

まず、副相の結晶粒が主相の結晶粒内に分散していて、その成長が主相中における体拡散によつて支配されると仮定すると、結晶粒半径 \bar{R} はつぎのように 3 乗則で記述される^{7)9)~13)}。

$$(\bar{R})^3 - (\bar{R}_0)^3 = k_3 \cdot t \quad \dots\dots\dots (2)$$

$$k_3 \approx \left(\frac{2}{3}\right)^2 \frac{2\delta V D_M}{RT (K^{\alpha/\gamma} - 1)^2 x_M} \quad \dots\dots\dots (3)$$

ここで \bar{R}_0 は \bar{R} の初期値であり、また σ は α/γ 界面のエネルギー、 V は副相のモル容積、 D_M は主相中における M 原子の体拡散係数、 R はガス定数、 $K^{\alpha/\gamma}$ は α 相と γ 相への M 原子の分配係数、 x_M は主相中の M 原子の濃度 (原子分率) である。

つぎに、副相の結晶粒が主相の結晶粒界上に存在し、粒界を拡散径路として粒界拡散支配によつて副相が成長する場合には、その結晶粒半径 \bar{R} は、つぎのように 4 乗則によつて記述される^{7)14)~16)}。

$$(\bar{R})^4 - (\bar{R}_0)^4 = k_4 \cdot t \quad \dots\dots\dots (4)$$

$$k_4 \approx \left(\frac{3}{4}\right)^3 \frac{2\sigma V \cdot \delta D_M^b}{RT} \cdot \frac{K_M^b}{(K^{\alpha/\gamma} - 1)^2 x_M} \quad \dots\dots (5)$$

ここで δ は粒界の厚さ、 D_M^b は M 原子の粒界拡散係数、 K_M^b は粒界への M 原子の偏析係数である。

4.2 副相にピン止めされた主相の結晶粒成長則

組織中に第二相粒子が分散している場合には、結晶粒界がピン止めされるので、主相の結晶粒はピン止め力を受けながら成長する。このときの主相の結晶粒半径 \bar{R} と、第二相粒子の半径 \bar{r} との間にはつぎの関係が成立することを ZENER¹⁷⁾ が提唱した。

$$\bar{R} = \beta \cdot \bar{r} / f \quad \dots\dots\dots (6)$$

ここで f は第二相の体積分率、 β は比例係数であり、ZENER は 4/3 としたが、GLADMAN¹⁸⁾ は 0.045~0.26、ASHBY ら¹⁹⁾ は 2/3~4/3、HELLMAN と HILLERT²⁰⁾ は 4/9 と推定した。

この ZENER の関係が二相混合組織における主相と副相の結晶粒半径に成立すると仮定すると、(2)、(4)および(6)式より、主相の結晶粒成長則がつぎのように導

出される。

(i) 体拡散支配の場合

$$(\bar{R})^3 - (\bar{R}_0)^3 = K_3 \cdot t, K_3 = (\beta/f)^3 \cdot k_3 \dots\dots (7)$$

(ii) 粒界拡散支配の場合

$$(\bar{R})^4 - (\bar{R}_0)^4 = K_4 \cdot t, K_4 = (\beta/f)^4 \cdot k_4 \dots\dots (8)$$

すなわち、副相の結晶粒が3乗則で成長するときは主相の結晶粒も3乗則で成長する。4乗則についても同様であると推定される。以下の節で、二相ステンレス鋼についての実験値にもとづいて、これらの事項を検証する。

4.3 ZENER の関係の検証

1100°C で 10~300 h 加熱した D1~D6 の二相ステンレス鋼の、主相の結晶粒径 \bar{R} と、副相の結晶粒半径 \bar{r} とを(6)式に準じて整理してみた。Fig. 6 はその結果であつて、ZENER の関係が成立しており、また、比例係数 β の値は HELLMAN, HILLERT²⁰⁾ の推定値 (4/9) に極めて近いことがわかつた。これは、低合金二相鋼についての検討結果⁷⁾と全く同様である。なお、LINDINGER²¹⁾ は超塑性変形した二相ステンレス鋼について同様の検討を行い、 β の値が ZENER の推定値 (4/3) に近いと報告している。しかし、彼らの研究は HELLMAN, HILLERT の論文²⁰⁾よりも以前のものなので、再検討を要するであろうと考えられる。

4.4 結晶粒成長則の検証

前述したように、二相ステンレス鋼中の主相、副相ともに、結晶粒成長は3乗則または4乗則で記述できると推定されるので、1100°C で加熱した場合の α 相と γ 相の結晶粒半径を、3乗則と4乗則に準じて整理した。その結果は、Fig. 7 と Fig. 8 に見られるように、両者ともに直線関係が認められた。このことは、二相ステン

レス鋼における結晶粒成長が、オストワルド成長を基本とするものであることを示しているが、しかし、その律速過程が体拡散であるか粒界拡散であるかは判別できない。そこで、(3)と(5)式の成長速度定数 k_3 と k_4 の値について、理論値と実験値を比較してみることにした。

まず、主相中での Cr 原子の体拡散あるいは粒界拡散が律速過程であると仮定して†、その拡散係数の値^{22)~24)}と、分配係数 $K_{Cr}^{\gamma/\alpha}$ の値 (Table 2) および界面エネルギー σ の値²⁵⁾を(3)式と(5)式に代入し、 k_3 と k_4 の値を計算した結果を Table 3 と Table 4 に示す。fcc の γ 相中における体拡散係数は bcc の α 相の場合よりも約 2桁小さいので、 γ 相が主相で、 α 相が副相の場合の速度定数 k_3^{γ} の方が、その逆の場合の k_3^{α} よりも小さな値になる。一方、粒界拡散係数は γ 相と α 相とで相違が認められないので $k_4^{\gamma} = k_4^{\alpha}$ となつている。

つぎに、前掲の Fig. 7 における直線の勾配から α , γ 両相の成長速度定数の実験値を求め、 γ 相の体積率を横軸にして示すと Fig. 9 のようになった。この図で、 α 相が主相の場合には、 γ 相の成長速度定数が k_3^{γ} の計算値 (■印) と極めてよく一致しており、体拡散支配の3乗則で結晶粒が成長することを示唆している。このことは、 α 相が主相の場合には体拡散係数が大きいので、副相の γ 相が粒内にあつても粒界上にあつても、体拡散によつて粗大化が進行するというように理解される。

一方、 γ 相が主相の場合の α 相の成長速度定数は、 k_3^{α} の計算値 (▲印) よりもおおよそ 300 倍も大きくて、

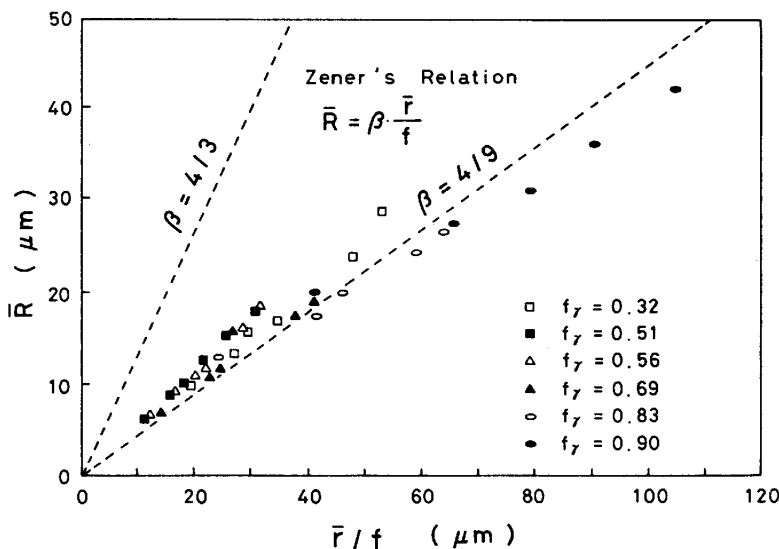


Fig. 6. Relation between grain radius of major phase and that of minor phase in duplex stainless steels annealed at 1100°C.

† Ni 原子の拡散が律速過程であると仮定しても、ほぼ同様の結果が得られた。

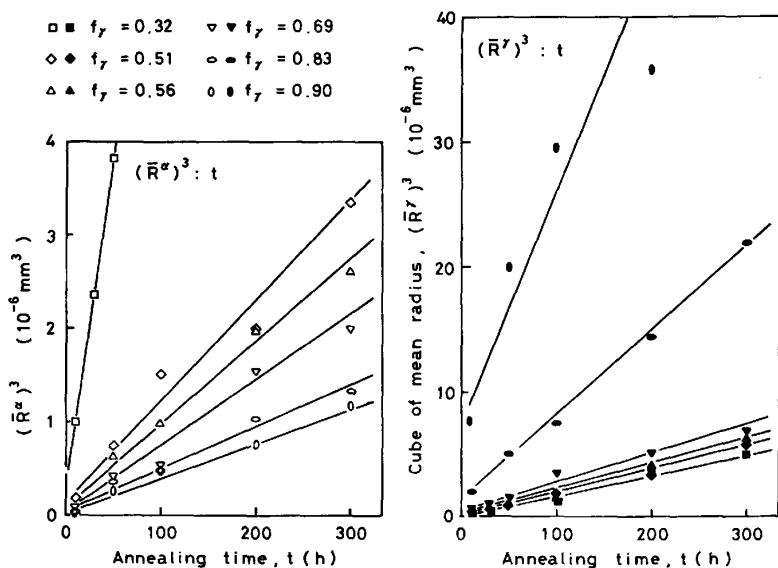


Fig. 7. Relation between $(\bar{R})^3$ and t for α and γ phases in duplex stainless steels annealed at 1100°C.

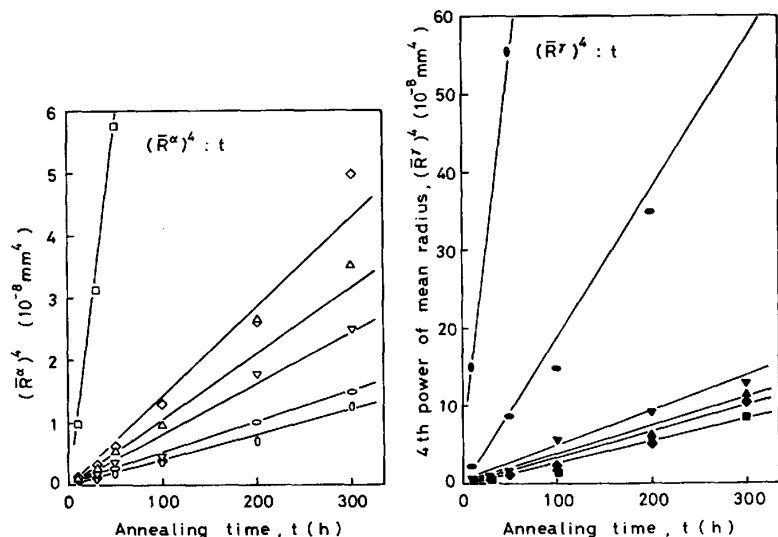


Fig. 8. Relation between $(\bar{R})^4$ and t for α and γ phases in duplex stainless steels annealed at 1100°C.

Table 3. Rate constant for grain growth in duplex stainless steel at 1100°C, estimated by eq. (3).

$\sigma = 6 \times 10^{-7}$ (J/mm ²) ²⁵⁾ $V = 7 \times 10^3$ (mm ³ /mol) $K_{Cr}^{\alpha/\gamma} \approx 1.35$	$D_{Cr}^{\alpha} = 1.915 \times 10^{-7}$ (mm ² /s) ²⁴⁾	$k_4^{\alpha} \approx 2.0 \times 10^{-12}$ (mm ³ /s)
	$D_{Cr}^{\gamma} = 3.58 \times 10^{-9}$ (mm ² /s) ²²⁾	$k_4^{\gamma} \approx 3.8 \times 10^{-14}$ (mm ³ /s)

Table 4. Rate constant for grain growth in duplex stainless steel at 1100°C, estimated by eq. (5).

$\sigma = 6 \times 10^{-7}$ (J/mm ²) ²⁵⁾ $V = 7 \times 10^3$ (mm ³ /mol) $\delta D_{Cr}^{\beta} = 8.21 \times 10^{-11}$ (mm ³ /s) ²²⁾ $K_{Cr}^{\alpha/\gamma} \approx 1.35$ $K_{Cr}^{\beta} \approx 2$	$k_4^{\alpha} = k_4^{\beta} \approx 1.6 \times 10^{-15}$ (mm ³ /s)
--	---

むしろ、粒界拡散支配の速度定数の計算値 (△印) に近い^{†2}。これは γ 相における体拡散が、粒界拡散に比して

はるかに遅いため、結晶粒成長の速度が粒界拡散によって支配され、その結果、4乗則が成立することを示している。このように拡散性の悪い相を主相とする二相混合組織では、粒成長則が粒界拡散支配の4乗則となることは、前報⁷⁾でも指摘し、また Ti-5%Al-5%V 合金²⁶⁾ や Cu-42%Zn 合金²⁷⁾ について見出されており、鋼のみならず二相混合組織についての一般的な特徴と考えられる。

なお、 $f_{\gamma} > 0.9$ の場合、すなわち γ 相を主相として、少量の第二相が分散しているような組織では、第二相が粒界上にある頻度が少ないので、体拡散支配の3乗則が成立することが予想される。実際に、10%以下の体積率のセメントイト粒子が分散している 15%Mn オーステナイト鋼では、結晶粒成長が3乗則に従うことが確かめられている²⁸⁾。

^{†2} Fig. 9 に示した k_4 および K_2 の値は、前報⁷⁾ と同様の方法によつて3乗則における速度定数に換算してある。

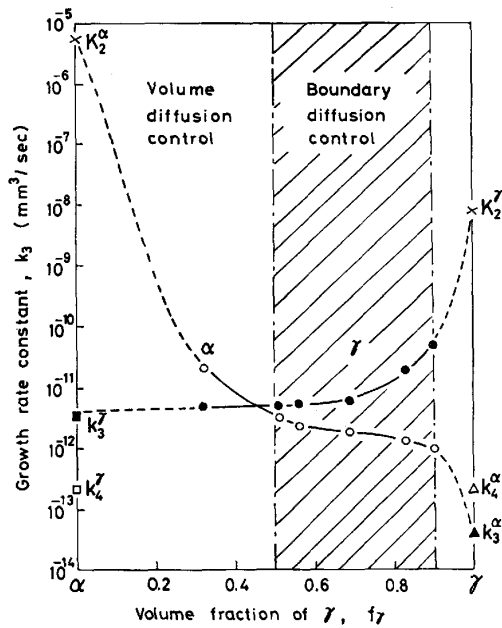


Fig. 9. Rate constants for grain growth of α and γ phases in duplex stainless steels at 1100°C .

5. 結 言

二相ステンレス鋼における結晶粒成長の機構を調査するために、25%Cr-(0~20)%Niの組成の合金を $1000\sim 1200^\circ\text{C}$ で加熱した場合の α 相と γ 相の結晶粒径を測定し、結晶粒成長則について検討して、次の結果を得た。

(1) 二相ステンレス鋼の結晶粒は、 α 単相あるいは、 γ 単相のステンレス鋼に比較して格段に細かい。これは、 α 相または γ 相の結晶粒がたがいに相手の結晶粒界をピン止めしあい、さらに、 α 相と γ 相の組成の相違を補う拡散過程が結晶粒成長の速度を支配するためである。

(2) α 相が主相の場合には、副相の γ 相結晶は体拡散支配の3乗則($\bar{R}^3 - \bar{R}_0^3 = k_3 \cdot t$)に従って成長し、これに伴って、主相の α 相結晶もまた3乗則で成長する。

(3) γ 相が主相の場合には、副相の α 相結晶は粒界拡散支配の4乗則($\bar{R}^4 - \bar{R}_0^4 = k_4 \cdot t$)に従って成長し、主相の γ 相結晶もまた4乗則で成長する。ただし、 α 相の体積分率が0.1以下の場合には、3乗則が成立すると推定された。

(4) 主相の結晶粒径 \bar{R} と副相の結晶粒径 \bar{r} との間にはZENERの関係($\bar{R} = \beta \cdot \bar{r} / f$)が成立し、 β の値は

HELLMANとHILLERTによる理論値 $4/9$ とよく一致した。

文 献

- 1) R. C. GIBSON, H. W. HAYDEN and J. H. BROPHY: Trans. ASM, 61 (1968), p. 85
- 2) S. FLOREEN and H. W. HAYDEN: Trans. ASM, 61 (1968), p. 489
- 3) H. W. HAYDEN and S. FLOREEN: Metall. Trans., 1 (1970), p. 1955
- 4) 原田憲二: 防食技術, 26 (1977), p. 721
- 5) 小若正倫: 日本金属学会会報, 17 (1978), p. 657
- 6) 滝沢貴久男, 志水康彦, 樋口義弘, 田村今男: 鉄と鋼, 69 (1983), p. 829
- 7) 高山武盛, 魏明鏞, 西沢泰二: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1016
- 8) M. HASEBE and T. NISHIZAWA: Applications of Phase Diagrams in Metallurgy and Ceramics, ed. by G. C. CARTER, NBS (1978), p. 911
- 9) G. W. GREENWOOD: Acta Metall., 4 (1956), p. 243
- 10) I. M. LIFSHITZ and V. V. SLYOZOV: J. Phys. Chem. Solids, 19 (1961), p. 35
- 11) C. WAGNER: Z. Elektrochem., 65 (1961), p. 581
- 12) S. BJÖRKLUND, L. F. DONAGHEY and M. HILLERT: Acta Metall., 20 (1972), p. 867
- 13) M. Y. WEY, T. SAKUMA and T. NISHIZAWA: Trans. JIM., 22 (1981), p. 733
- 14) M. V. SPEIGHT: Acta Metall., 16 (1968), p. 133
- 15) H. O. K. KIRCHNER: Metall. Trans., 2 (1971), p. 2861
- 16) A. J. ARDELL: Acta Metall., 20 (1972), p. 601
- 17) C. ZENER: quoted by C. SMITH, Trans. Metall. Soc. AIME, 175 (1948), p. 47
- 18) T. GLADMAN: Proc. Roy. Soc., A 294 (1966), p. 298
- 19) M. F. ASHBY, J. HARPER and J. LEWIS: Trans. Metall. Soc. AIME, 246 (1969), p. 413
- 20) P. HELLMAN and M. HILLERT: Scand. J. Met., 4 (1975), p. 211
- 21) R. J. LINDINGER, R. C. GIBSON and J. H. BROPHY: Trans. ASM, 62 (1969), p. 230
- 22) A. F. SMITH: Met. Sci., 9 (1975), p. 375
- 23) R. A. PERKINS: Metall. Trans., 4 (1973), p. 1665
- 24) 及川 洪: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1489
- 25) E. D. HONDROS: Proc. Roy. Soc., A 286 (1965), p. 479
- 26) E. LEVINE, I. GREENHUT and H. MARGOLIN: Metall. Trans., 4 (1973), p. 2519
- 27) K. MÄDER and E. HORNOGEN: Script Met., 8 (1974), p. 979
- 28) 日裏 昭, 石田清仁, 西沢泰二: 日本金属学会講演概要 (1983・10月), p. 320