

© 1989 ISIJ

論文

準安定オーステナイト系ステンレス鋼の
 $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態に及ぼす炭素の影響富村宏紀*・奥学*²・高木節雄*³・徳永洋一*³The Effect of Carbon on $\alpha' \rightarrow \gamma$ Reversion of Metastable Austenitic
Stainless Steels

Kouki TOMIMURA, Manabu OKU, Setsuo TAKAKI and Youichi TOKUNAGA

Synopsis:

The effects of carbon on reversion behavior of metastable austenitic stainless steel were investigated using a 16.2% Cr- 8.8% Ni- 0.11% C steel by means of transmission electron microscopy and magnetic analysis. The steel used almost transforms to lath martensite (α') from austenite (γ) by 90% cold rolling.

The results are as follows:

(1) The steel completely reverses on 923 K-10 s annealing. However, isothermal α' is produced on subsequent aging at room temperature (290 K) in case of more than 0.1 ks in 923 K isothermal annealing, and also at 900 K and above in 0.6 ks isochronal annealing.

(2) In case of 923 K annealing, carbide precipitation occurred in preference to reversion. The carbide tends to retard a martensitic reversion and accelerate a diffusional reversion inversely.

(3) The grain size of γ reversed by a diffusional reversion at 923 K annealing is 0.2 μm dia. The carbide is very effective for refining grain by reversion.

Key words: austenitic stainless steel; isothermal martensite; grain size; martensitic reversion; diffusional reversion; carbide precipitation; pinning effect.

1. 緒言

車両用鋼板としてオーステナイト(γ)系ステンレス鋼板の需要は近年増加しつつあり、材料の軽量・薄肉化のために高強度化が要求される¹⁾²⁾。

γ 系ステンレス鋼を強化するには結晶粒微細化が有効であり、とくに準安定 γ 鋼の加工誘起マルテンサイト(α')から γ への逆変態を利用すれば、平均粒径0.5 μm の超微細 γ 粒組織を得て、耐力も0.7 GPaまで上昇することをすでに著者らは確認している³⁾⁴⁾。

これをさらに強化する方法として固溶強化や析出強化^{5)~7)}を組み合わせることが考えられる。そのためには炭素の添加が最も有効であるが、とくに γ 系ステンレス鋼の場合、炭化物の析出による粒界腐食で耐食性や溶接性を劣化させる危険がある。しかしながら、炭化物を非常に微細に分散させるとこれらの影響は軽減さ

れることや⁹⁾、超微細粒鋼では粒界腐食が起りにくいこと¹⁰⁾、また実用鋼種ではつねに若干の炭素が含まれていることなどから、強化元素として炭素を有効に利用することも興味深い。

しかし、高合金鋼の $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態に及ぼす炭素の影響については、Fe-Ni-C系合金¹¹⁾・Fe-Cr-Ni系合金¹²⁾で時効条件と炭化物の析出形態の関係が、検討されている程度である。

本研究は、約0.1%の炭素を含む準安定 γ 系ステンレス鋼種を用いて、加熱途中の炭化物の析出やそれに伴う固溶炭素濃度の低下が $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態機構や逆変態 γ 組織に及ぼす影響を明らかにしようとするものである。

2. 実験方法

2.1 供試材および熱処理

試料は電解鉄、電解ニッケル、金属クロムそれに加炭

昭和63年4月 本会講演大会にて発表 昭和63年9月20日受付 (Received Sep. 20, 1988)

* 九州大学工学部 (Faculty of Engineering, Kyushu University, 6-10-1 Hakozaki Higashi-ku Fukuoka 812)

*² 九州大学大学院 (現:日新製鋼(株)) (Graduate School, Kyushu University, Now Nisshin Steel Co., Ltd.)

*³ 九州大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Kyushu University)

Table 1. Chemical composition and Ni-equivalent of steels used (mass %).

Steels	C	Cr	Ni	Si	Mn	N	Ni _{eq.}
16Cr-9Ni-0.1C	0.11	16.16	8.77	0.025	0.09	0.003	14.4
16Cr-10Ni	0.003	15.62	9.83	0.009	0.10	0.003	15.3

* Ni_{eq.} = Ni + 0.35Cr

材として SK5 (C : 0.8 mass%) を配合し、高周波真空溶解炉 (真空度約 0.1 Pa) で 1.5 kg 溶製したのち、30 mm×50 mm×100 mm の金型に casting した。Fe-Cr-Ni3 元合金で逆変態を利用した加工熱処理に適する鋼は 16 Cr-10 Ni 鋼 (成分の値は mass% を意味する) であり⁴⁾、1% Ni を 0.1% C で代替した 16 Cr-9 Ni-0.1C 鋼と比較材として C 無添加の 16 Cr-10 Ni 鋼を供試材に選定した。その化学成分を Table 1 に示す。

試料は 1523 K で 18 ks 均質化焼鈍後、1323 K で厚さ 10 mm (圧下率 70%) まで圧延した。さらに所定の寸法まで冷延したのち、1373 K-1.8 ks の溶体化処理後、冷却中の炭化物の析出を抑制するために水冷して各種試験に供した。

また逆変態処理は塩浴炉 (加熱速度約 300 K/s) を用いて行つた。組織は、硫酸 20%・エチルアルコール 40%・メチルアルコール 40% の電解液によるジェット研磨法で作製した薄膜試料を、1000 kV 超高压電顕を用いて観察し、 γ 粒径は前報⁴⁾ と同様に比較法により決定した。

2.2 マルテンサイトの定量

$\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態挙動を調査するためには、 α' 量を正確に把握しておく必要があり、本研究では直流磁束計法による飽和磁化の測定¹³⁾ で α' 量を求めた。 α' 単相の試料の飽和磁化; I_s^* (Wb/m²) は化学成分の影響を受け、Fe-Cr-Ni 系ではすでに (1) 式が求められている³⁾。

$$I_s^* (\text{Wb/m}^2) = 2.154 - 0.0304 \times (\text{Cr} + 0.5\text{Ni}) \dots\dots\dots (1)$$

しかし本鋼種には C が含まれているので、 α' 量を正確に定量するにはその影響も把握しておく必要がある。

Fig. 1 は Fe-13Cr-6Ni および Fe-16Cr-9Ni 3 元合金を基本成分として C 量を種々変えた鋼種について、それぞれ 90% の強加工を施して完全に α' 単相とした試料の I_s^* と C 量の関係を示す。0.1% までの C 量については、C 量の増加にともない I_s^* はほぼ直線的に低下しており、この直線の傾きから C 量の I_s^* に対する係数を求め、Fe-Cr-Ni-C 合金の I_s^* を与える式として、(2) 式を得た。

$$I_s^* (\text{Wb/m}^2) = 2.154 - 0.0304 \times (\text{Cr} + 0.5\text{Ni} + 17\text{C}) \dots\dots\dots (2)$$

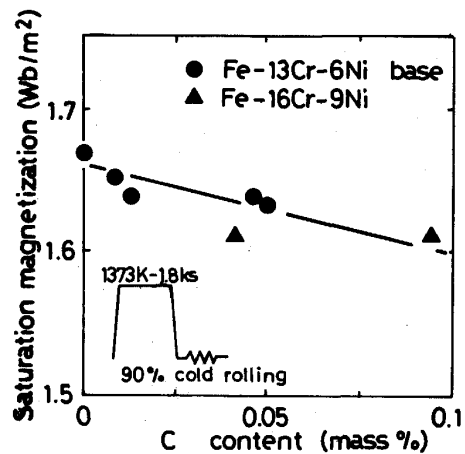


Fig. 1. Effect of carbon contents on saturation magnetization in Fe-Cr-Ni alloys.

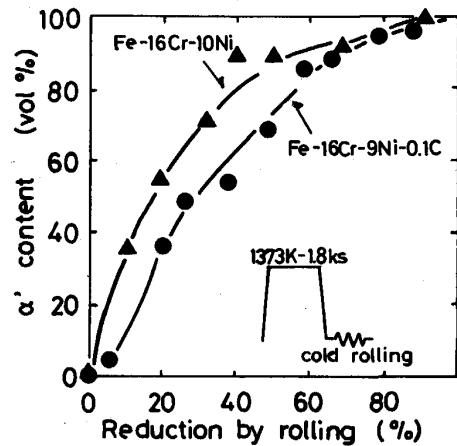


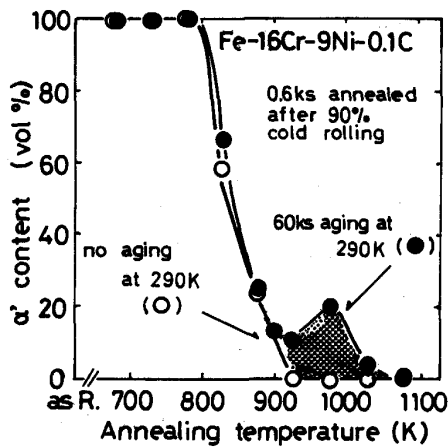
Fig. 2. Relation between reduction by cold rolling and deformation induced martensite content in 16Cr-9Ni-0.1C and 16Cr-10Ni steels.

α' 量は、試料の飽和磁化の実測値を I_s^* で除して求めた。

3. 実験結果および考察

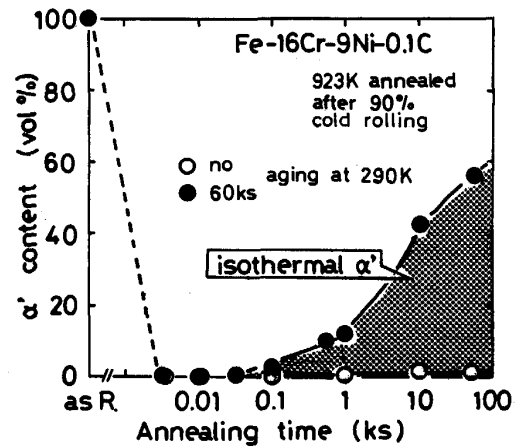
3.1 加工誘起マルテンサイトの逆変態挙動と逆変態オーステナイト相の不安定化

Fig. 2 は 16 Cr-9 Ni-0.1 C 鋼と 16 Cr-10 Ni 鋼を室温 (290 K) で圧延したときの加工率 (断面減少率) と加工誘起 α' 量の関係を示す。両鋼種とも溶体化後は γ 単相で加工率の増加に伴い α' 量が増加し、加工率 80% で 90% 以上 α' 相へ変態している。また加工率 90% ではともに α' 単相となっており、両鋼種の成分の比較から、強加工した場合の γ の安定度を示す Ni 当量³⁾ (Ni + 0.35 Cr : 質量%) では 1Ni と 0.1C がほぼ等価であると見なしてよい。つまり、C の γ 安定化に対する効



Open mark : No aging at 290 K after heat treatment
Solid mark : 60 ks aging at 290 K after heat treatment

Fig. 3. Changes in martensite content after 0.6 ks isochronal annealing in 16Cr-9Ni-0.1 C steel.



Open mark : No aging at 290 K after heat treatment
Solid mark : 60 ks aging at 290 K after heat treatment

Fig. 4. Changes in martensite content after 923 K isothermal annealing in 16Cr-9Ni-0.1 C steel.

果は Ni の約 10 倍程度であり、これは平山らの Ni 当量の式¹⁴⁾とよく一致している。

Fig. 3 は室温で 90% の冷延を施して α' 単相とし、種々の温度で 0.6 ks 等時焼鈍後水冷した 16Cr-9Ni-0.1 C 鋼の焼鈍温度と α' 量との関係を示す。水冷直後の測定 (○印) では、800 K 付近から α' 量が減少し、923 K 以上の焼鈍温度で γ 単相になる。ところが水冷後室温に保持しておく、900~1100 K で焼鈍した試料において α' 量が増加する傾向が見られたので、焼鈍水冷後室温 (290 K) で 60 ks 保持後の α' 量の変化 (●印) も示す。この○印と●印の差 (図中のドット部分) は室温時効中に生成した α' 量に相当する。今井らは Fe-17Cr-Ni を基本成分にしたステンレス鋼において、Ni が 7% 以上になると通常の冷却 α' (Athermal martensite) の M_s 点より、等温 α' (Isothermal martensite) の M_s 点[†] が高温側に位置することを指摘しており¹⁵⁾¹⁶⁾、900~1100 K での焼鈍材では、同様な等温 α' 変態が起つたものと考えられる。

Fig. 4 に 90% 冷延後 923 K で等温焼鈍した同鋼種を水冷後直ちに測定した場合 (○印) と 60 ks の室温 (290 K) 時効後再測定した場合 (●印) の結果を 923 K での焼鈍時間と α' 量との関係で示す。 γ への逆変態は 923 K-3 s の焼鈍で完了しており、30 s までの焼鈍材については室温時効の影響は見られない。ところが、焼鈍時間が 30 s 以上の試料では焼鈍時間が長くなるにつれ 60 ks の室温時効中に形成される等温 α' 量 (図中のドット部分) は増大する傾向にあり、これは 923 K 焼鈍中

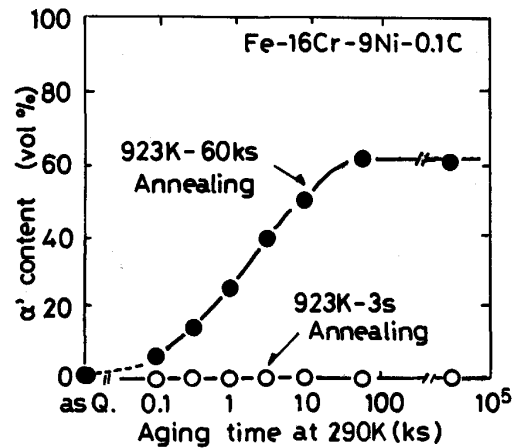


Fig. 5. Relation between martensite content and aging time at 290 K after annealing at 923 K for 3s and 60 ks in 16Cr-9Ni-0.1C steel.

に γ 相を不安定にする現象が進行していることを示唆している。とくに 60 ks 焼鈍材では等温 α' は 50% 以上も存在する。

Fig. 5 に 923 K-3 s ならびに 60 ks 焼鈍水冷した同鋼種の室温 (290 K) 時効における α' 量の変化を示す。923 K-3 s 焼鈍材は室温で長時間時効しても等温 α' は生成せず γ 単相のままである。一方、923 K-60 ks 焼鈍材では水冷直後から時間とともに α' 量が増加し、60 ks 以上の室温時効でほぼ飽和する。

Photo. 1 に 90% 冷延材を 923 K-10 ks 焼鈍水冷後、60 ks 室温 (290 K) 時効して得られる等温 α' 組織を示す。基底組織は高密度の転位を含むラスマルテンサイトである。この焼鈍条件での逆変態 γ 粒径は 0.5~1.5

[†]ここでは等温マルテンサイトが生成する最高温度を M_s 、冷却マルテンサイトの生成開始温度を M_s とする。

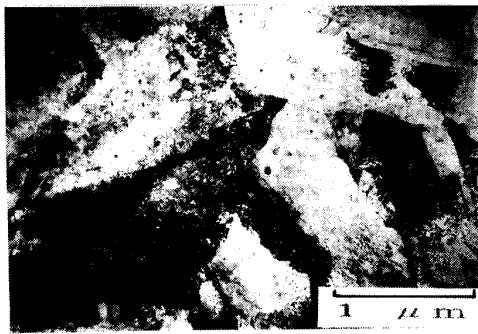


Photo. 1. Transmission electron micrograph of 16Cr-9Ni-0.1C steel annealed at 923K for 10ks after 90% cold rolling. Sample was aged at 290 K for 60 ks after annealing, showing isothermal martensite formed on aging at 290 K.

μm 程度であり、個々の結晶粒については、粒内にブロックやラスの境界に相当するものは存在せず、おそらく一つの粒からは単一のマルテンサイトだけが形成されているものと思われる。これは γ 粒径が超微細であるための影響と考えられるが、この γ 粒径とラスマルテンサイトの形態の関係については今後の検討を要する。

このように 16Cr-9Ni-0.1C 鋼では逆変態処理後、室温保持中に等温 α' が生成する特異な現象を示すが、これは炭化物析出による母相中の炭素濃度変化や組織変化と密接な関係がある。

Fig. 3 の 0.6 ks 等時焼鈍を例にとると、本鋼種の場合焼鈍温度 900 K 付近では炭素は γ 相中へほとんど固溶せず¹⁷⁾¹⁸⁾ 炭化物の状態が存在する。等温 α' の生成温度に及ぼす炭素の影響は調べられていないが、冷却 α' と同様に考えると、この現象は母相の炭素濃度が低下し、 M_s' 点が室温以上に上昇したためである。また 980 K 付近で再び等温 α' が減少するのは、高温側で γ 相中の炭素の固溶量が高くなり¹⁷⁾¹⁸⁾、 M_s' 点が若干下がるためである。

一方、Fig. 4 の 923 K 等温焼鈍ではこの温度が鋭敏化温度に相当するため、非常に長い焼鈍時間中に母相中の炭素が完全に炭化物として析出する効果と、逆変態 γ 粒が粗大化する粒径の効果で M_s' 点が上昇し等温 α' が生成する。 γ 粒径が大きくなると、冷却 α' の M_s 点が上昇することはよく知られており¹⁹⁾、とくに著者らも γ 系ステンレス鋼について $2\mu\text{m}$ 以上の粒径で M_s 点が著しく上昇することを確認している²⁰⁾。923 K 等温焼鈍後の粒径変化²¹⁾ が Fig. 4 で示した等温 α' の増加挙動とよく一致していることから M_s' 点もある大きさの粒径以上になると急激に上昇することが示唆される。

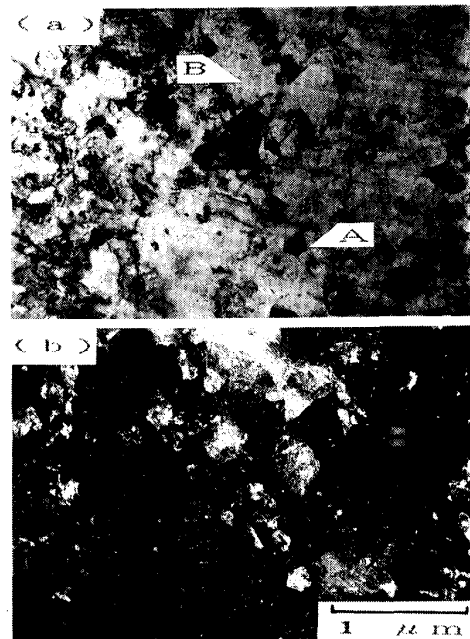


Photo. 2. Transmission electron micrographs of 16Cr-9Ni-0.1C steel annealed at 923K for 3s after 90% cold rolling. Samples were aged at 290 K for 60 ks after annealing. Arrow A and B show a diffusional reversion and martensitic reversion, respectively.

3.2 逆変態 γ 組織

Photo. 2 は室温で 90% 加工して α' 単相とし 923 K で 3s 焼鈍水冷後、室温 (290 K) で 60 ks 時効した 16Cr-9Ni-0.1C の同一場所の電顕組織を示す ((a): 明視野像(b): 暗視野像)。Fig. 4 で示したようにすでに 3s 焼鈍で逆変態は完全に終了しており、その逆変態機構は等軸状の粒を形成する拡散型 (矢印A) と転位を多く内蔵しラスマルテンサイトの痕跡を残すせん断型²²⁾ (矢印B) が同程度の割合で混在したものとなっている。拡散型で生成した γ は平均粒径 $0.2\mu\text{m}$ の超微細粒で、これは同じ加工熱処理を施した極低炭素の Fe-Cr-Ni 系合金では得られないほどの微細組織である。さらに数十 nm 程度の炭化物が観察され、暗視野像からそれが均一に微細に分布しているのがわかる。この炭化物が矢印 A に示すように、拡散型逆変態 γ の核になっている箇所もある。

一方、Photo. 3(a)に Photo. 2 の試料と同じ加工熱処理を施した 16Cr-9Ni-0.1C 鋼におけるせん断型逆変態 γ の組織を示す。せん断型で生じた逆変態 γ は、多くの転位を含んだ状態から回復過程に相当する転位の再配列が起こり、セル組織を呈している。Photo. 3(b)には、



Photo. 3. Transmission electron micrographs of (a) 16Cr-9Ni-0.1C steel annealed at 923 K for 3s and (b) 16Cr-10Ni steel annealed at 923K for 10s after 90% cold rolling. Samples were aged at 290K for 60 ks over after annealing, showing cell structure in recovery process.

極低炭素の 16 Cr-10 Ni 鋼の同じせん断型逆変態 γ から生じたセル組織を示す。なお逆変態条件は 923 K-10 s である。両鋼種を比較すると、16 Cr-10 Ni 鋼のセルサイズが $0.5 \mu\text{m}$ 程度であるのに対し、16 Cr-9 Ni-0.1 C 鋼ではその大きさが $0.2 \mu\text{m}$ 程度と非常に小さくなっている。せん断型で生じた γ の回復・再結晶を経た結晶粒径は、このセルサイズがそのまま反映されるので、このセルを微細化することは結晶粒微細化にも非常に有効である。

Photo. 4 は 923 K-60 ks 焼鈍水冷後、室温で 60 ks 時効した 16 Cr-9 Ni-0.1 C 鋼の電顕組織を示しており、中央部に $0.2 \mu\text{m}$ 程度のかなり粗大な炭化物が存在している。これは電子線回折法より $M_{23}C_6$ 型の炭化物と特定でき、母相 γ とは $(111)_{M_{23}C_6} // (111)_{\gamma} [110]_{M_{23}C_6} // [110]_{\gamma}$ の方位関係を満足していることを確認している。また析出炭化物のピンニング効果のため、長時間焼鈍での逆変態 γ の粒成長は抑制される傾向にある。

3.3 炭化物析出と逆変態

炭素を含むステンレス鋼の $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態の場合、焼鈍中に炭化物が析出する。Photo. 2 に示したように短時間焼鈍ですでに炭化物が観察されており、これが逆変



Photo. 4. Transmission electron micrograph of 16Cr-9Ni-0.1C steel annealed at 923K for 60ks after 90% cold rolling. Sample was aged at 290K for 60 ks after annealing.

態前に析出したものかどうかを検討する必要がある。 γ 系ステンレス鋼の鋭敏化現象を中心とした炭化物析出の解析は数多く報告されているが^{23)~26)}、本研究では新井らの解析法²⁶⁾を用いて考察してみる。彼らは粒界での炭化物として固定された炭素モル濃度； ΔX_c を (3) 式のように提案した。

$$\Delta X_c \approx \frac{6}{23} \cdot \frac{6}{r_0} \cdot \frac{X_{Cr}^0 - X_{Cr}^i}{Y_{Cr} - X_{Cr}^i} \cdot \sqrt{\frac{D_{Cr} \cdot t}{\pi}} \dots \dots \dots (3)$$

r_0 : 結晶粒径 (cm)

X_{Cr}^0 : 母相の Cr 濃度 (モル濃度)

X_{Cr}^i : 炭化物・粒界面での平衡 Cr 濃度 (モル濃度)

Y_{Cr} : 炭化物中の金属成分に対する Cr のモル分率

D_{Cr} : Cr の拡散定数 (cm^2/s)

t : 時間 (s)

ここで次のような仮定を設け、(3)式から(4)式を導いた。

仮定 (I) 炭化物析出途中では、炭化物と母相との界面の Cr 濃度は近似的に 0 とおく。((3)式の $X_{Cr}^i = 0$) 仮定 (II) $M_{23}C_6$ 型炭化物の形態として Fe を含まない $Cr_{23}C_6$ とおく。¹²⁾ ((3)式の $Y_{Cr} = 1$)

$$\Delta X_c = \frac{6}{23} \cdot \frac{6}{r_0} \cdot X_{Cr}^0 \cdot \sqrt{\frac{D_{Cr} \cdot t}{\pi}} \dots \dots \dots (4)$$

これをモル濃度から mass% へ変換すると(4)'式のようなになる。

$$\Delta C = \frac{6}{23} \cdot \frac{6}{r_0} \cdot X_{Cr}^0 \cdot \sqrt{\frac{D_{Cr} \cdot t}{\pi} \cdot \frac{12}{52}} \dots \dots \dots (4)'$$

ΔC : 粒界での炭化物として固定された炭素濃度 (mass%)

この(4)'式をもとに、16 Cr-9 Ni-0.1 C 鋼における

¹²⁾ 実際は (Fe·Cr)₂₃C₆ として生成するので、ここでの Cr₂₃C₆ の理論的な析出時間より短時間側に移動する可能性は十分にある。

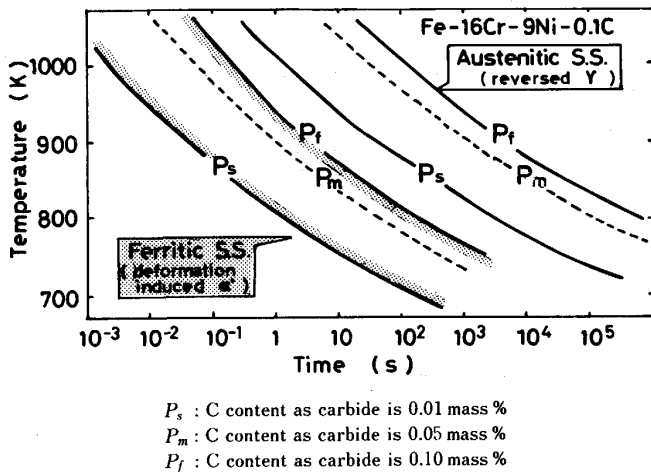


Fig. 6. Calculated time-temperature-carbide precipitation diagram for 16Cr-9Ni-0.1C austenitic and ferritic stainless steels.

フェライト系ならびにオーステナイト系の炭化物析出の TTP (Time-Temperature-Precipitation) 曲線を作成すると Fig. 6 のようになる。曲線は炭化物析出開始 P_s ($\Delta C=0.01$; 試料中の炭素の 10% が炭化物), 析出中間段階 P_m ($\Delta C=0.05$; 試料中の炭素の 50% が炭化物) そして析出終了 P_f ($\Delta C=0.10$; 試料中の炭素の 100% が炭化物) の 3 本を示している。また粒径 r_0 については, 加工誘起 α' 相 (フェライト系) でラスマルテンサイトのラス幅に相当する $0.2 \mu\text{m}^4$, 逆変態 γ 相 (オーステナイト系) でも変態直後の γ 粒径 $0.2 \mu\text{m}$ を用いた。Cr の拡散係数は加工誘起 α' 相とフェライト系で同等と考え, フェライト系で

$$D_{Cr}^{\alpha} = 0.46 \cdot \exp(-219\,600/RT) \text{ (cm}^2/\text{s)}^{27)}$$

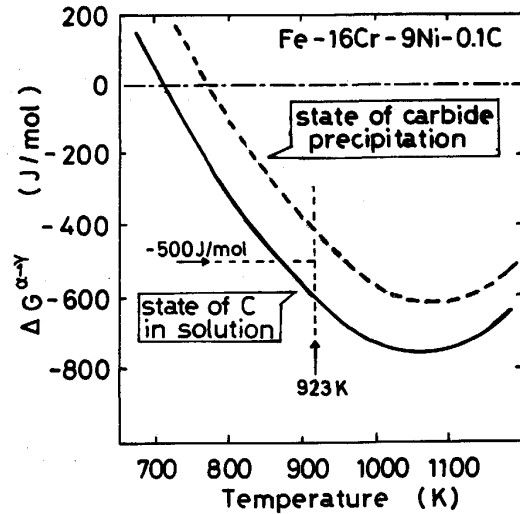
オーステナイト系で

$$D_{Cr}^{\gamma} = 0.13 \cdot \exp(-264\,000/RT) \text{ (cm}^2/\text{s)}^{28)}$$

R: 気体定数

T: 絶対温度 (K)

を用いた。この TTP 曲線を用いて 923 K 焼鈍を考えるとまず加工誘起 α' 相 (フェライト系) の場合, すでに 2×10^{-2} s で炭化物は析出しはじめ, 2 s 付近で母相中の炭素は完全に炭化物を形成してしまうことになる。一方, γ 系では固溶炭素の 1 割程度が炭化物として析出するのに 20~30 s もかかる。なお, この加工誘起 α' 相は, かなりの強加工を受けているため, 変形 (ひずみ) による転位密度の上昇などで原子の運動が活発になり, Cr の拡散係数がさらに大きくなる可能性があり, そのため TTP 曲線がさらに短時間側に移行することも考えられる。従つて, 923 K 焼鈍材では逆変態前に加工誘起 α' 相において, すでに炭化物が析出しており, 逆変態にあ



Solid line : State of carbon in solution
Broken line : State of carbide precipitation

Fig. 7. Relation between temperature and the Gibbs free energy changes for the ferrite to austenite transformation in 16Cr-9Ni-0.1C steel.

る程度の潜伏期がある場合は完全に炭化物が析出したのちに逆変態が起こると言える。いずれにせよ, 逆変態前に母相 α' で炭化物が析出することは明らかである。

さらに, 熱力学的に逆変態機構を考察するため Fig. 7 に 16Cr-9Ni-0.1C 鋼における α と γ の Gibbs 自由エネルギーの差 ($\Delta G^{\alpha-\gamma}$) の温度変化を示す。図中の曲線は炭素の項を含む KAUFMANN の式²⁹⁾ から算出したもので, 実線は炭素が母相中に完全に固溶した状態, 破線は完全に炭化物として析出した状態に相当する。加熱途中に炭化物が析出すると自由エネルギー曲線が実線から破線へと, $\Delta G^{\alpha-\gamma}$ の絶対値が小さくなる方向に移動する。前報²²⁾ で 16Cr-10Ni 鋼のせん断型逆変態の駆動力に相当する $\Delta G^{\alpha-\gamma}$ の値は約 -500 J/mol^{13} と考察したが, これを参考にすると 923 K 焼鈍時の 16Cr-9Ni-0.1C 鋼では炭化物析出 (破線) によりその値に達していない。つまり, 熱力学的立場から本鋼種は完全にせん断型逆変態が起こるとは考えられず, これは Photo. 2, 3 の組織ともよく一致する。したがって焼鈍前には十分にせん断型逆変態が起こる可能性がありながら, 加熱中の炭化物析出でその駆動力が不足し, せん断型逆変態が抑制されることになる。

Fig. 8 は 923 K 焼鈍時にせん断型と拡散型の両機構の逆変態が起こる 16Cr-9Ni-0.1C 鋼における逆変態の特徴を模式的に示す。加熱前の組織は幅 $0.2 \mu\text{m}$ 程度

¹³ ここで駆動力は, 加工によるひずみエネルギーの分を除いたものである。

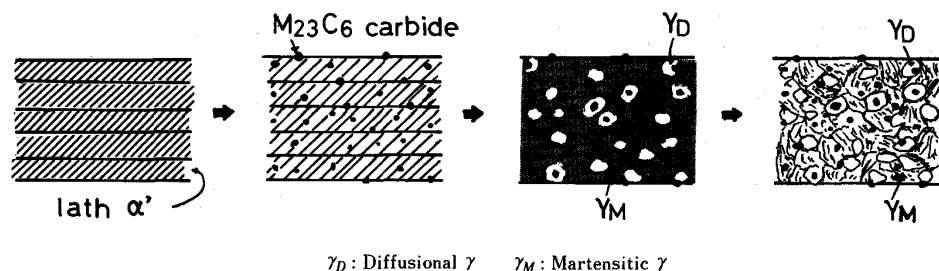


Fig. 8. Schematic illustration of reversion process in metastable austenitic stainless steel with carbon.

のラスマルテンサイトであり、加熱中にまず $M_{23}C_6$ 型の炭化物が全面に析出する。この炭化物と加工誘起 α' 相の境界で Cr-C の欠乏層が生じ、熱力学的な駆動力が不足して、せん断型逆変態が起こりにくくなる。またその界面では局所的なひずみが生じ、拡散型逆変態 γ の核形成場所となり、結果的に核形成頻度が高くなり、これが粒径の微細化に反映されていると考えられる。つまり、逆変態前の炭化物析出は結晶粒微細化に非常に有効である。またこの炭化物はせん断型逆変態 γ にも影響を与えている。Photo. 3 で示したように逆変態後のセルサイズが炭素を添加しない鋼に比べて小さいのは、回復過程でのセル形成の際に炭化物により、それが分断化されるためと考えられるが、これについては今後さらに検討する必要がある。

4. 結 言

炭素を含む準安定 γ 系ステンレス鋼である 16Cr-9Ni-0.1C 鋼を用い、 $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態挙動に及ぼす炭素の影響を検討し、次のような結論を得た。

(1) 923 K での 0.1 ks 以上の等温焼鈍や 900 K 以上での 0.6 ks 等時焼鈍により γ へ逆変態させた場合、焼鈍水冷後、室温 (290 K) で時効すると等温マルテンサイトが生成する。

(2) 強加工でマルテンサイト単相とした試料を焼鈍すると、オーステナイトへの逆変態の前にまず炭化物が析出する。この炭化物はせん断型逆変態を抑制し、逆に拡散型逆変態を促進する傾向にある。

(3) 拡散型機構で生成したオーステナイトは平均粒径 0.2 μm の超微細粒であり、炭化物の析出は逆変態を利用した結晶粒微細化に非常に有効である。

最後に、試料用母材を溶製していただいた日新製鋼株式会社周南研究所に謝意を表します。

文 献

- 1) 鋸屋正喜: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 2196
- 2) 鳩野五世夫: ステンレス, 27 (1983), p. 1

- 3) 高木節雄, 谷本征司, 富村宏紀, 徳永洋一: 鉄と鋼, 74 (1988), p. 1052
- 4) 高木節雄, 谷本征司, 富村宏紀, 徳永洋一: 鉄と鋼, 74 (1988), p. 1058
- 5) 古川 徹, 小沼静代: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 783
- 6) 三浦 立, 大西敬三, 中嶋秀夫, 島本 進: 鉄と鋼, 73 (1987), p. 715
- 7) S. D. EGALLAIX, J. FOCT and A. HENDRY: Mater. Sci. Eng., 2 (1986), p. 946
- 8) K. J. IRVINE, T. GLADMAN and F. B. PICKERING: J. Iron Steel Inst., 207 (1969), p. 1017
- 9) 木内 清, 近藤達男: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 112
- 10) M. HASEGAWA and M. OSAWA: Corrosion, 40 (1984), p. 371
- 11) C. A. APPLE and G. KRAUSS: Acta Metall., 20 (1972), p. 849
- 12) H. SMITH and D. R. F. WEST: Met. Technol., 1 (1974), p. 295
- 13) 高木節雄, 徳永洋一, 富村宏紀: 鉄と鋼, 73 (1987), S539
- 14) 平山俊成, 小切間正彦: 日本金属学会誌, 34 (1970), p. 511
- 15) 今井勇之進, 泉山昌夫: 日本金属学会誌, 27 (1963), p. 170
- 16) 今井勇之進, 泉山昌夫, 佐々木香: 日本金属学会誌, 27 (1963), p. 513
- 17) H. TÜMA, P. GRÖVNER and K. LÖBL: Arch. Eisenhüttenwes., 40 (1969), p. 727
- 18) 西野知良, 賀川直彦: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 107
- 19) たとえば, A. S. SASTRI and D. R. F. WEST: J. Iron Steel Inst., 203 (1965), p. 138
- 20) 富村宏紀, 谷本征司, 高木節雄, 徳永洋一: 鉄と鋼, 72 (1986), S505
- 21) 奥 学, 富村宏紀, 高木節雄, 徳永洋一: 熱処理投稿中
- 22) 富村宏紀, 高木節雄, 徳永洋一: 鉄と鋼, 74 (1988), p. 1649
- 23) 秋山哲也, 寺崎敏夫: 日本金属学会誌, 52 (1988), p. 327
- 24) 山本 優, 小林光征, 宮川大海, 藤代 夫: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 239
- 25) 新井 宏: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 44
- 26) 新井 宏, 竹田誠一: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 831
- 27) R. A. WOLFE and H. W. PAXTON: Trans. Metall. Soc. AIME, 230 (1964), p. 1426
- 28) R. A. PERKINS, R. A. PADGETT, Jr. and N. K. TUNALI: Metall. Trans., 4 (1973), p. 2535
- 29) L. KAUFMAN: Trans. Metall. Soc. AIME, 215 (1959), p. 218