

論 文

UDC 669.112.227-158.8

熔融状態から超急冷した Fe-Cr-C 系合金中の 非平衡オーステナイト相*

峯村 哲郎**・井上 明久***・増本 健***

Nonequilibrium Austenite Phase in Rapidly Quenched Fe-Cr-C Alloys

Tetsuroh MINEMURA, Akihisa INOUE, and Tsuyoshi MASUMOTO

Synopsis:

By rapid quenching technique, nonequilibrium austenitic alloys with high strength and hardness have been found in Fe-Cr-C ternary system. This formation region is limited to about 1.0~2.2 wt% C and 7~30 wt% Cr. The austenite phase has ultra-fine grains of about 0.2 μm in diameter. Their Vickers hardness, 0.2% proof stress and tensile fracture strength increase with increase in the amounts of C and Cr, and the maximum values attain about 630 DPN, 1 500 MPa and 1 550 MPa, respectively.

These alloys are so ductile that no crack is observed even after closely contacted bending test. In addition, the changes in microstructure and mechanical properties of the tempered austenitic alloys have been investigated and it has been observed that a large secondary hardening occurs at about 870K due to phase transformation from austenite to equilibrium structure of ferrite and M_7C_3 pearlite.

Thus the present alloys may be attractive as a high-strength wire or plate.

1. 緒 言

熔融状態からの超急冷法を鉄鋼材料に応用した時、非平衡相の形成、結晶粒の微細化、炭素や合金元素の固溶限の拡大などの従来の加工・熱処理法では得られない種々の特徴ある組織の出現や機械的性質の向上が期待される。鉄鋼の超急冷に関するこれまでの研究の大部分は主として急冷組織を調べたものであり^{1)~16)}、機械的性質におよぼす急冷効果についてはほとんど明らかでなかった。しかし、最近著者らは熔融状態からの超急冷法により高い強さとねばさを有する非平衡相の新しい材料として、非晶質合金鋼^{17)~19)}を作り出した。また超急冷した高速度鋼が微細粒径のオーステナイトと炭化物の混在組織となり、高い硬さと強さを有することも報告した²⁰⁾。本研究はこれら一連の研究の一つであり、本論文では超急冷した高炭素 Cr 鋼がある組成範囲においてオーステナイト単相の微細粒組織となり、しかも高い強さと硬さを持つことおよびこの非平衡オーステナイト(γ)はその後の焼もどし処理により平衡相のフェライト(α)と炭化物に分解し、その際に大きな二次硬化を起こすことを見

出したので報告する。

2. 試料および実験方法

本研究に用いた試料は 5~37 wt% Cr, 0.6~2.6 wt% C の組成範囲の Fe-Cr-C 系三元合金である。以下に示す組成値は目標組成であるが、分析値との差異は Cr で ± 0.3 wt% 以内、C で ± 0.05 wt% 以内であつた。所定の組成に配合した鉄、クロムおよび白銑をアルゴン雰囲気中高周波炉で溶解し、内径約 4 mm の不透明石英管中に吸い上げて棒状母合金を作製した。

急冷試料の作製には液体急冷法の一つである単ロール急冷法²¹⁾を用いた。すなわち、約 1 g の母合金を先端に約 0.8 mm 径の小孔を持つ透明石英管中に挿入し高周波炉で再溶解後、熔融状態になつた合金をガス圧力により高速回転 (5 000 rpm) する鋼製ロール (直径 20 cm) 上に噴出させ、幅約 2 mm、厚さ約 30 μm のリボン状試料を得た。これらから長さ約 30 mm の試片を切り出し種々の実験に供した。

焼もどし熱処理はこの試片を石英管中に真空封入 (約 1.3×10^{-3} Pa) し、373~873°K の温度範囲で 1 h、およ

* 昭和 53 年 10 月日本金属学会富山大会にて発表 昭和 54 年 7 月 19 日受付 (Received July 19, 1979)

** 東北大学大学院 (Graduate School, Tohoku University, 2-1-1 Katahira Sendai 980)

*** 東北大学金属材料研究所 工博 (The Research Institute for Iron, Steel and Other Metals, Tohoku University)

び 973°K で 1~48 h の焼もどし処理を行つた。これらの組織を透過電子顕微鏡観察および X 線回折により調べ、また機械的性質として硬さ測定および引張試験を行つた。透過電顕用薄膜はエチルアルコールと過塩素酸 (9:1) の混合液中で、液温 273°K、電解電流密度約 10⁴A/m² の条件で電解研磨することにより作製した。電子顕微鏡は加速電圧 200 kV の JEM-200B を使用した。X 線回折は FeK α 線 (Mn フィルター) のディフラクト

メータ法により行つた。硬さ測定には荷重 50 g の微小ビッカース硬度計を用いた。また引張試験はインストロン型引張試験機により歪速度 1.7 $\times 10^{-4}$ /s の条件で行つた。

3. 実験結果および考察

3.1 Fe-Cr-C 系中の非平衡オーステナイト相の形成範囲

熔融状態から超急冷した Fe-Cr-C 系合金の組織図を Fig. 1(a) に示す。また (b) には 1423°K での固相平衡組織図を示している。○印は急冷材がオーステナイト単相の微細粒組織を有し、しかも密着曲げが可能ならぬ材料であることを示している。●印は γ と M_3C の二相混合組織を * 印は γ + マルテンサイト + M_3C の三相組織を、また低炭素低クロム側の ▲ 印は α' マルテンサイト単相組織を示しており、これら組成の合金はいずれも脆く、曲げ変形において完全に密着する以前に破壊する。一方、■印で示した低炭素高クロム合金は $M_{23}C_6$ 炭化物が粒界に析出した α 相となる。オーステナイト単相組織の代表例として Fe-17%Cr-1.6%C 合金の透過電顕組織を Photo. 1 に示す。常温におけるこの組成での平衡相²²⁾は $\alpha + M_7C_3$ であるが、急冷状態では写真に見るように粒径約 0.2 μ m の非常に微細なオーステナイト等軸粒組織となつている。また電子線および X 線回折においても γ 相からの回折像のみで炭化物の存在は確認できなかった。

ところで、Cr はフェライト形成元素であるため Fe-Cr-C 系で γ 単相が平衡に存在するのは高温においてのみである。したがって室温での γ 単相の形成には超急冷

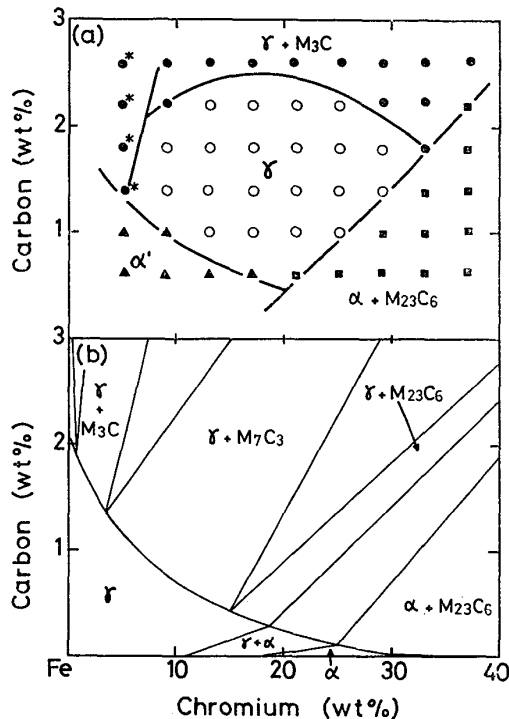


Fig. 1. As-quenched structures and equilibrium structures at 1423K in Fe-Cr-C system, (a) as-quenched phases, (b) equilibrium solidus phases.

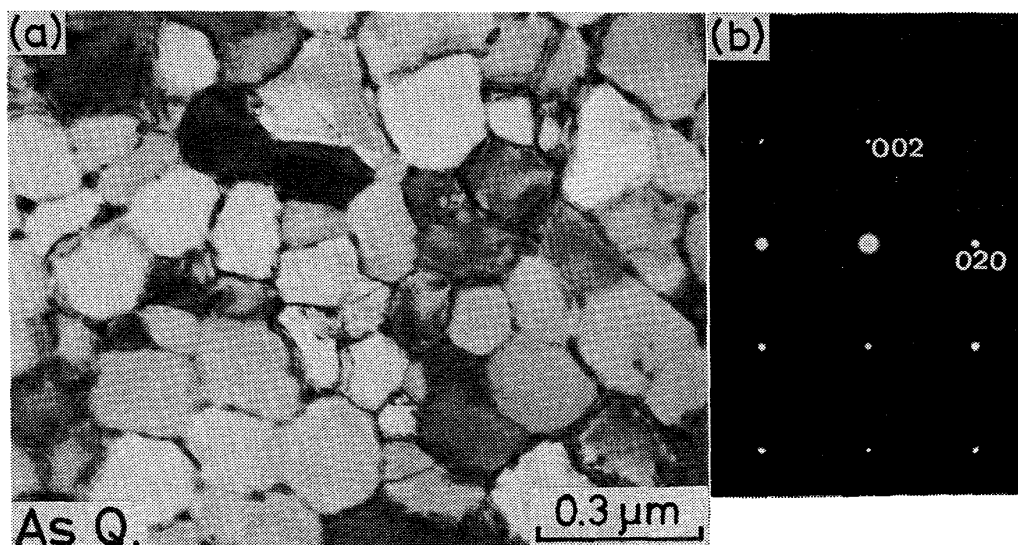


Photo. 1. Microstructure of austenite in as-quenched Fe-17%Cr-1.6%C alloy. (a) bright field image, (b) selected area diffraction pattern.

により固相内変態が抑制され、高温での平衡相が室温まで過冷されることが必要である。さらに注目すべきことは Fig. 1 に見るように室温での γ 単相領域が 1423°K 附近の γ 単相域より高炭素高クロム側にずれており、高温で安定に存在する γ 単相域の組成を超急冷してもマルテンサイト変態を起こし、 γ 単相は得られないことである。これより室温で γ 単相を得るには、凝固速度を大きくして合金中の Cr および C の実効分配係数を増大させ、固溶限以上にこれらの元素を含んだ過飽和固溶体を生成させること、および過飽和に固溶した Cr および C が Ms 点を降下させ、 γ 相を室温において安定にさせることがさらに必要といえる。このように、本研究で得た Fe-Cr-C 系三元合金の非平衡 γ 単相は以上の条件を溶融状態からの超急冷により満足した結果生じたものと考えられる。

次に、多量の Cr および C の固溶に伴う γ 相の格子定数の変化を X 線回折により調べた結果を Figs. 2 および 3 に示す。格子定数は 0.3617 ~ 0.3645 nm の範囲で Cr および C 量の増加に伴い増大している。これらの値

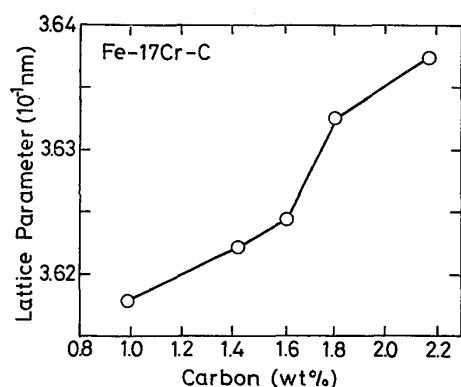


Fig. 2. Change in lattice parameter of austenitic Fe-Cr-C alloys as a function of carbon content.

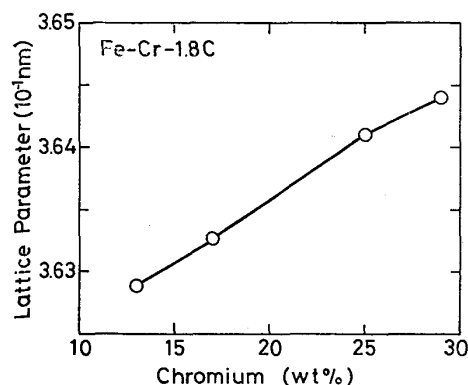


Fig. 3. Change in lattice parameter of austenitic Fe-Cr-C alloys as a function of chromium content.

は γ -Fe の常温での予想値 0.3572 nm^2 に比べはば 2 % 以上大きな値である。また C および Cr の 1 at% 当たりの格子定数の増大率は、Table 1 に示すように、それぞれ $4.5 \times 10^{-4} \text{ nm/at\%}$ および $0.9 \times 10^{-4} \text{ nm/at\%}$ であり、C の効果の方がはるかに大きい。これらの増大率はいずれも従来報告されている値^{2,23)}と同程度である。このことは超急冷した γ 相が多量の C および Cr が過飽和に固溶した状態であることを示している。

3.2 Fe-Cr-C 系オーステナイト合金の機械的性質

Fe-Cr-C 系オーステナイト合金のビッカース硬さの組成依存性を Fig. 4 に示す。M₃C が γ 粒界に析出して密着曲げが不可能な組成の合金 (●印) の硬さについても示してある。この γ 相の硬さは約 1.0% C, 13% Cr の低炭素低クロム組成で約 370 DPN であるが、C および Cr 量の増加に伴い増大し、最高約 630 DPN の値を示す。

Fig. 5 は 4 種のオーステナイト合金の応力-歪曲線を示している。0.2% 耐力 ($\sigma_{0.2}$) および破断強さ (σ_f)

Table 1. Increment of Vickers hardness (ΔH_v), 0.2% proof stress ($\Delta \sigma_{0.2}$) and lattice parameter (Δa) by solution of carbon or chromium in Fe-Cr-C austenite phase.

	ΔH_v (DPN/at%)		$\Delta \sigma_{0.2}$ (MPa/at%)		Δa ($10^{-4} \text{ nm/at\%}$)	
	C	Cr	C	Cr	C	Cr
Present alloys	36	9	102	13	4.5	0.9
Austenite stainless steels	25~41*	—	69*	—	4.5*~7.8**	1.1**

* 18%Cr-10%Ni steels²³⁾

** Estimated values by Cohen et al.²⁾

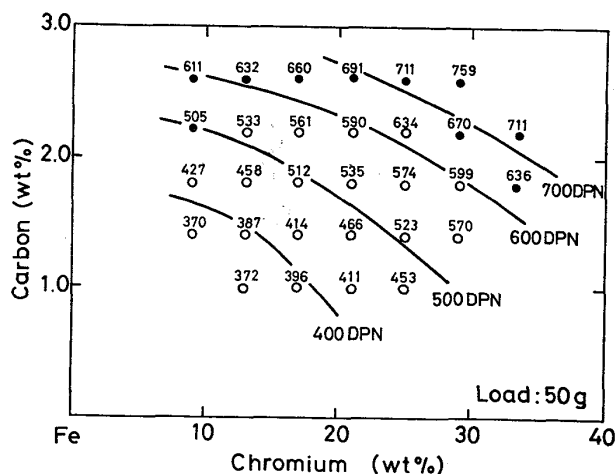


Fig. 4. Composition dependence of Vickers hardness of austenitic Fe-Cr-C alloys.

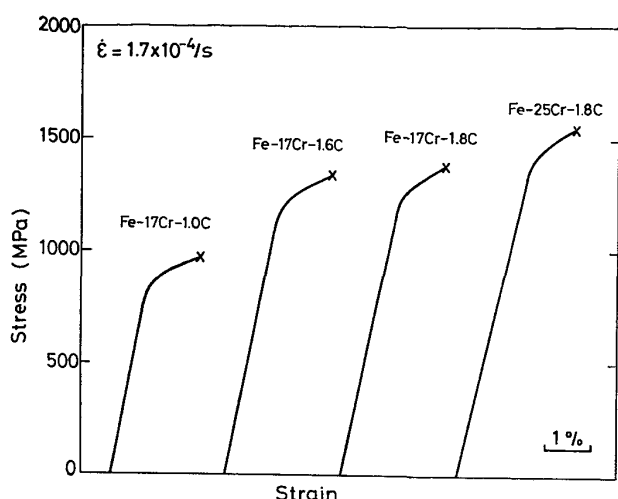


Fig. 5. Tensile stress-strain curves of austenitic Fe-Cr-C alloys.

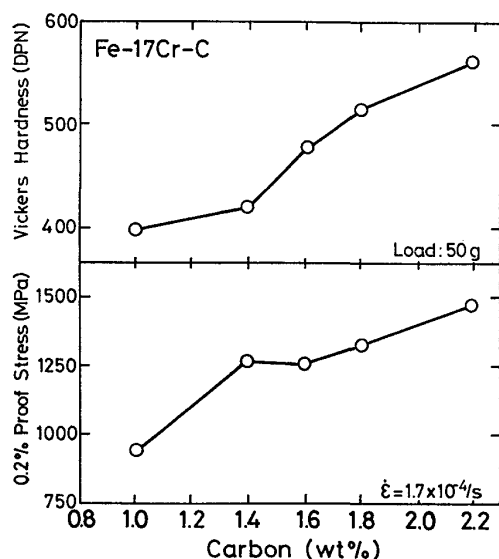


Fig. 6. Changes in Vickers hardness and 0.2% proof stress of austenitic Fe-Cr-C alloys as a function of carbon content.

はCおよびCr量の増加に伴い増大するが塑性伸びはいずれも2%程度である。このような応力-歪曲線から求めた0.2%耐力のCおよびCr量依存性をFigs. 6および7に示す。図中に硬さの変化も比較のため示してある。0.2%耐力は硬さと同様にCおよびCr量とともにほぼ直線的に増大し、最高約1500 MPaに達する。

ところで、これら非平衡オーステナイト合金は先に述べたように密着曲げ変形が可能であるが、引張変形での塑性伸びは約2%とあまり大きくない。これは本試料が薄板であることに原因しているとも考えられるが、従来の研究によると低炭素鋼およびNi鋼などにおいてそれらの均一伸びが約10 μ m以下の極微細粒になると急激に低下することが報告されている²⁴⁾。この理由は明ら

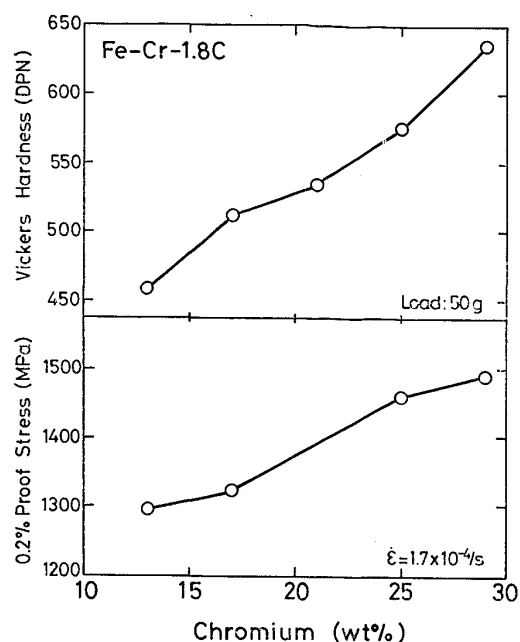


Fig. 7. Changes in Vickers hardness and 0.2% proof stress of austenitic Fe-Cr-C alloys as a function of chromium content.

かではないが本合金の塑性伸びがあまり大きくないのはこのような極微細粒鋼に特有の現象であるかも知れない。

本合金は単一 γ 相組織にもかかわらず高い硬さと強さを持っている。この原因としてPhoto. 1およびFig. 2, 3に示したように極めて微細な結晶粒を有していること、および多量のCおよびCrを固溶していることが考えられる。そこでまずCおよびCrの固溶強化効果について検討する。本オーステナイト合金におけるCおよびCrを1 at%添加した際の硬さ、0.2%耐力および格子定数の増大量をTable 1に示す。また表には18%Cr-10%Ni系オーステナイト鋼における測定値²³⁾も併記してある。Cの固溶による0.2%耐力および硬さの増大率は18%Cr-10%Ni鋼とほぼ同程度の値である。この表からわかるように、いずれもCによる増大率はCrに比べ非常に大きい。すなわちオーステナイト合金の固溶強化には置換型固溶元素であるCrよりも侵入型固溶元素であるCの方がはるかに大きい効果を有しており、これは格子定数の増大量におよぼす各元素の効果とよく一致している。さらに、このような各元素による固溶強化量ならびに細粒化による強化量の間に加算性が成り立つと仮定し、本オーステナイト合金における強化量を試算した。その結果、1255 MPaの0.2%耐力を有するFe-17%Cr-1.6%C (Fe-17.05 at%Cr-6.95 at% C)合金において、各元素による固溶強化量はTable 1からCで約700 MPa、Crでは約200 MPaであり、全

固溶強化量は約 900 MPa と見積られる。

一方、細粒化による強化の程度について検討する。一般に金属の降伏強さの結晶粒径依存性として Hall-Petch の関係 ($\sigma_y = \sigma_0 + kd^{-1/2}$) がよく知られている。本合金においてもこの関係が成り立つとして $0.2 \mu\text{m}$ 粒径の時の降伏強さの増加分を概算した。なお、 k として 18% Cr-14%Ni-3%Mo 系オーステナイト鋼 (AISI316L)²⁵⁾ で求められている値 $5.44 \times 10^6 \text{ N/m}^{3/2}$ を用いた。その結果、 $0.2 \mu\text{m}$ 粒径における降伏強さの増加分は約 1200 MPa である。この値とすでに見積った固溶強化量を加算すると 2100 MPa となる。よって $0.2 \mu\text{m}$ 粒径を有する Fe-17%Cr-1.6%C オーステナイト合金の降伏強さは少なくとも 2100 MPa より大きくならねばならない。しかし、本実験により得たこの合金の降伏強さ (0.2% 耐力) は 1255 MPa であり、予想された値より 850 MPa 以上も小さい。このような相異の理由の一つとして次のことが考えられる。須藤らによる²⁶⁾蒸着によつて得た極微細粒 Ag 合金の耐力の粒度依存性の研究によれば、 $0.1 \mu\text{m}$ 以上の粒径で耐力はバルク材の Hall-Petch の関係によつて予想される値とほぼ一致するが、 $0.1 \mu\text{m}$ 以下ではこの関係が成立せずそれよりもかなり低い値に

なるという。このような極微細粒における耐力の Hall-Petch の関係からのずれが $0.2 \mu\text{m}$ 粒径の本合金でも生じ、それにより本合金の耐力が推定値より低くなつたと考えられる。

3.3 Fe-Cr-C 系オーステナイト合金の焼もどしによる組織変化

熔融状態から超急冷した Fe-17%Cr-1.6%C 合金を $373 \sim 973^\circ\text{K}$ の温度範囲で 1 h 焼もどし処理を行い、その組織を透過電顕観察および X線回折により調べた。Photo. 2 は Fe-17%Cr-1.6%C オーステナイト合金を各温度で 1 h 焼もどした時の透過電顕組織である。Photo. 2(a) に見るように、 773°K での焼もどしでは超急冷によつて得た γ 微細粒組織には何らの変化も見られない。しかし、 823°K では Photo. 2(b) に見るように粒界と一部粒内において γ が二相混合組織に変態を開始する。この変態相の拡大組織と制限視野電子回折像の Photo. 3 からわかるように、生成相は平衡相の α と M_7C_3 炭化物であり、共析変態で生じたものである。さらに高温の 873°K で焼もどすと、Photo. 2(c) に見るようにこの共析変態は完了し、一部の炭化物は球状化し始めている。 973°K では、Photo. 2(d) に見るように炭

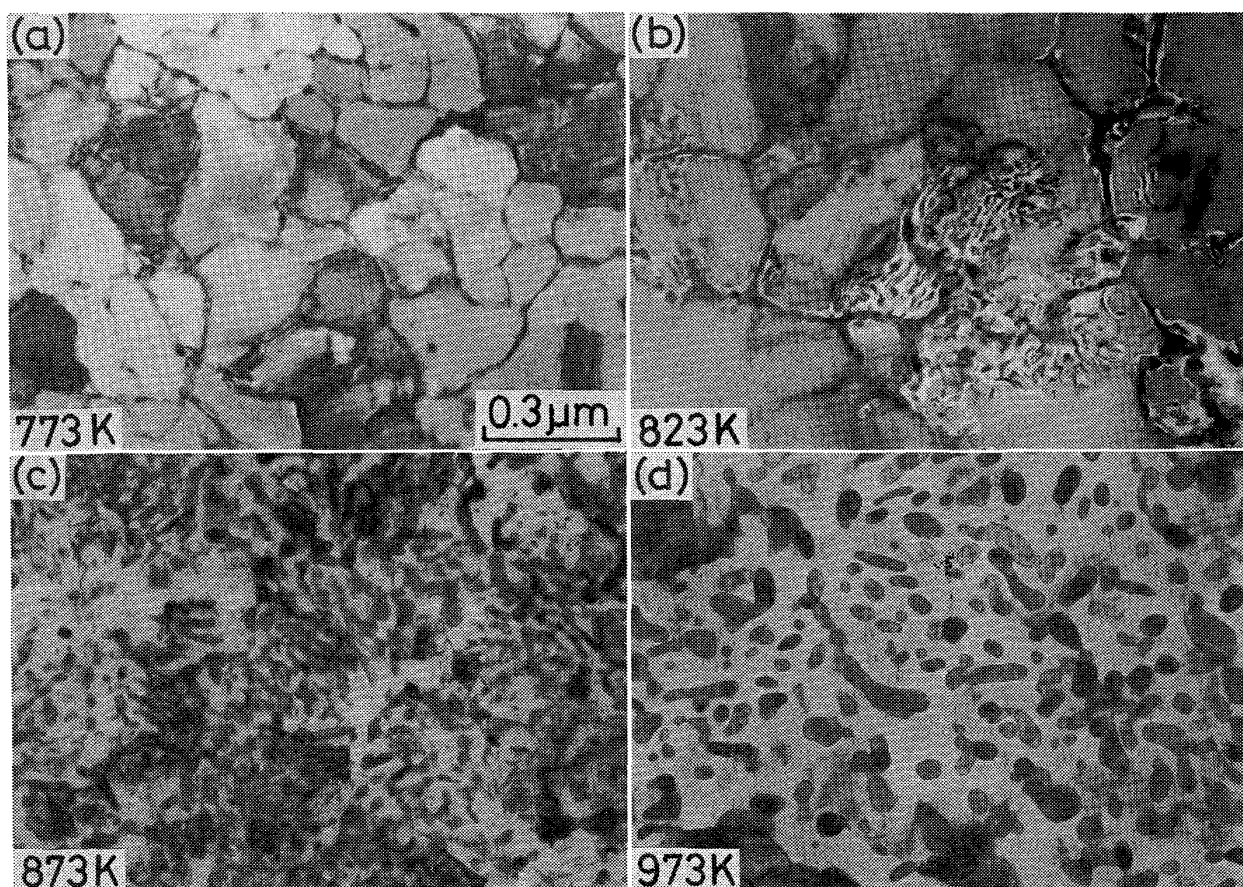


Photo. 2. Microstructures of austenitic Fe-17%Cr-1.6%C alloy tempered at various temperatures for 1 h. (a) 773°K (b) 823°K (c) 873°K (d) 973°K .

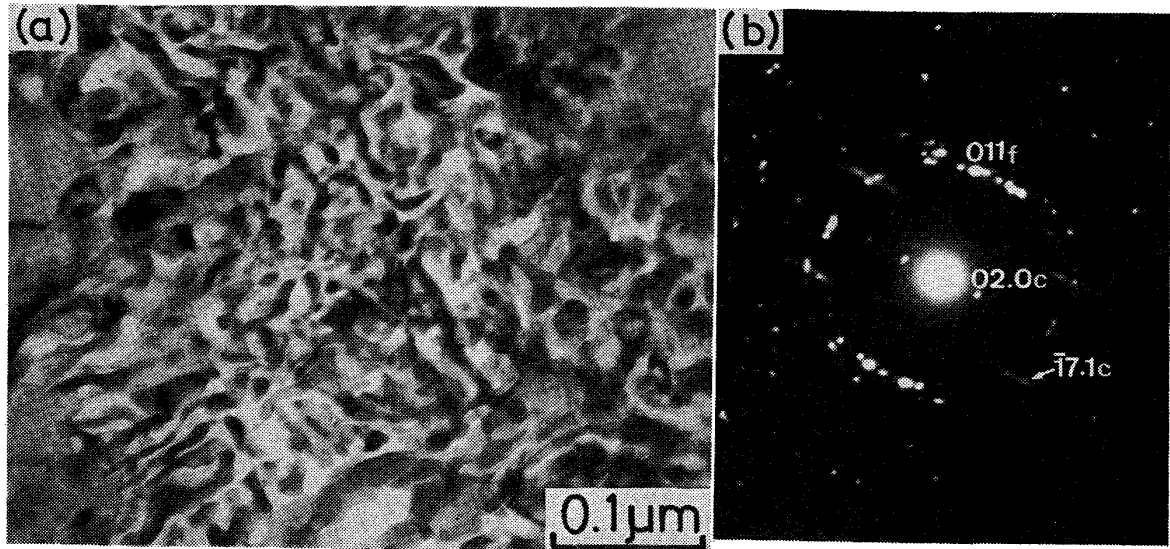


Photo. 3. Microstructure of austenitic Fe-17%Cr-1.6%C alloy tempered at 823 K for 1 h. (a) bright field image, (b) selected area diffraction pattern.

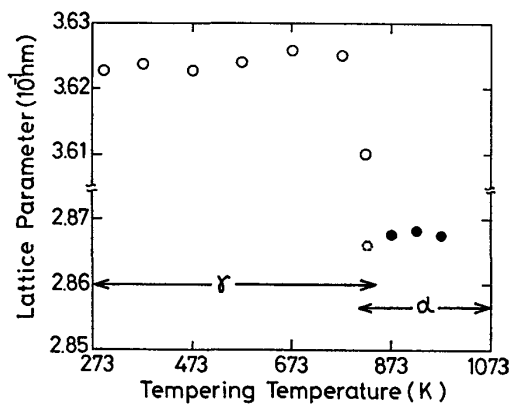


Fig. 8. Change in lattice parameter of matrix in austenitic Fe-17%Cr-1.6%C alloy during tempering at various temperatures for 1h.

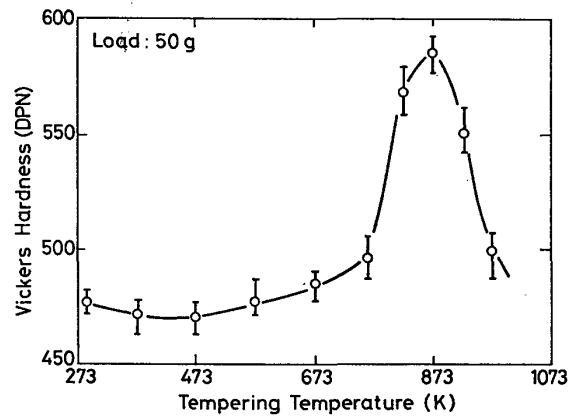


Fig. 9. Change in Vickers hardness of austenitic Fe-17%Cr-1.6%C alloy during tempering at various temperatures for 1h.

化物の球状化はさらに進み、その粒径は増大して均一微細分散した組織となる。このような炭化物の球状化および成長は 973°K でさらに長時間焼もどすことにより一層進行する。

以上に述べた焼もどしにおける非平衡 γ の変態過程をさらに詳しく調べるために X線回折を行った。Fig. 8 は Fe-17%Cr-1.6%C オーステナイト合金を焼もどした際の母相の格子定数の変化を示している。 γ 相の格子定数は急冷状態では 0.3624 nm であり、773°K までほとんど変化しない。これは急冷組織がこの温度付近まで変化しないことを示した電顕観察結果と一致している。共析変態により生じた α 相が検出される温度直下 (約 823°K 附近) での γ 相の格子定数は急激に減少している。これはこの温度付近で析出が始まり γ 相中に固溶している C や Cr 量が減少したためと考えられ、 $\alpha + M_7C_3$ への

共析変態より以前に γ 相からの M_7C_3 の初析炭化物の析出が起こっている可能性を示唆している。なお、電顕観察によつてこのような析出物を確認することはできなかった。共析変態完了後、母相である α の格子定数は約 0.2867 nm である。この値は α -Fe の値とほぼ同じであり、さらに高温で焼もどしても変化しない。

3.4 Fe-Cr-C 系オーステナイト合金の焼もどしによる機械的性質の変化

前節で急冷により得た非平衡 γ 相がその後の焼もどし中に共析変態により $\alpha + M_7C_3$ の平衡相へ遷移することを示した。ここではこの相変化に伴う機械的性質の変化を示す。Fig. 9 は Fe-17%Cr-1.6%C オーステナイト合金を 373~973°K で 1 h 焼もどした際のビッカース硬さの変化を示している。急冷状態での硬さ (約 480 DPN) は 473°K 付近でわずかに低下するが 773°K まで大きく

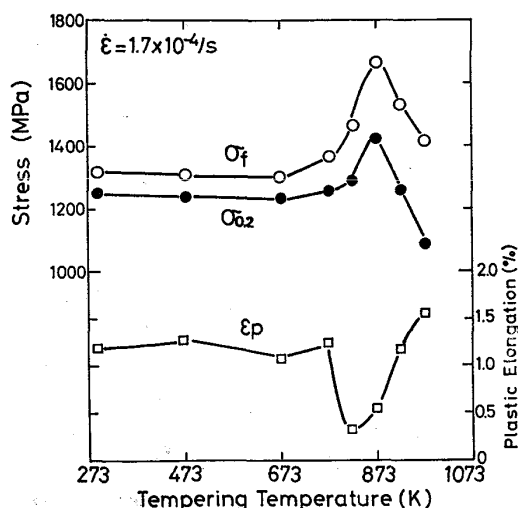


Fig. 10. Changes in tensile fracture stress (σ_f), 0.2 % proof stress ($\sigma_{0.2}$) and plastic elongation (ϵ_p) of austenitic Fe-17%Cr-1.6%C alloy during tempering at various temperatures for 1h.

変化しない。その後、硬さは 773~873°K で急激に増大し 873°K で最大値約 580 DPN を示す。さらに高温の焼もどしでは硬さは急激に減少する。

これらの焼もどし試片についての引張試験の結果を Fig. 10 に示す。破断強さ(σ_f)および 0.2%耐力($\sigma_{0.2}$)は 773°K までほとんど変化しないが、773~873°K で増大し 873°K でそれぞれ 1700 MPa および 1400 MPa の最大値を示す。さらに高温ではこれらの強さは低下する。このような変化は硬さの変化とよく対応しているが、一方塑性伸び(ϵ_p)は二次硬化が最大の温度よりやや低い約 825°K で最小値となり、その後再び増大する。しかしこれらの焼もどしによつてもいずれの試料も完全な密着曲げが可能であり、曲げ変形においては塑性伸びの減少に対応する脆化は認められなかった。したがつて引張伸びは試料形状の影響のために実際より小さく現れているものと思われる。

773~873°K で生じる二次硬化、すなわち硬さ、破断強さおよび 0.2% 耐力の増大は、前節の組織観察の結果と対応させて考えると $\gamma \rightarrow \alpha + M_7C_3$ の共析反応が起こるためである。そして、二次硬化の主原因が M_7C_3 炭化物の分散による析出強化機構が働いていると考えられる。したがつて硬さおよび引張性質の変化と炭化物の分散度との密接な関係があると予想される。そこで長時間焼もどしに伴う引張性質の変化を調べ、この変化と炭化物の分散度との関係を求めた。Fig. 11 は 973°K における焼もどし時間と引張性質との関係を示す。0.2% 耐力($\sigma_{0.2}$)および破断強さ(σ_f)は時間とともに徐々に低下

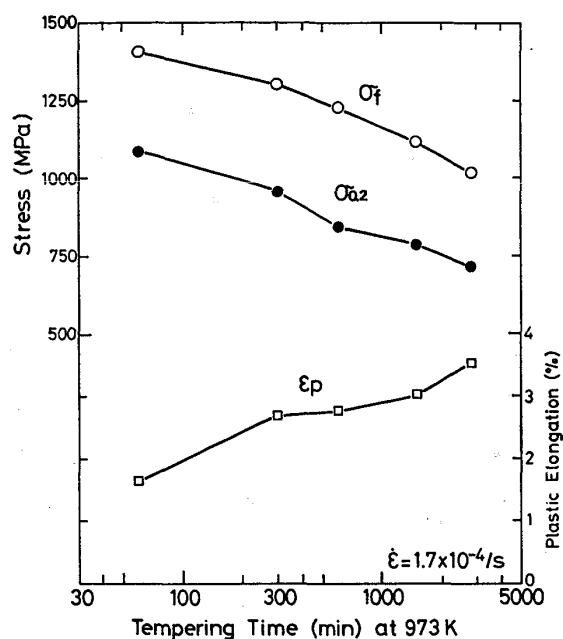


Fig. 11. Changes in tensile fracture stress (σ_f), 0.2 % proof stress ($\sigma_{0.2}$) and plastic elongation (ϵ_p) of austenitic Fe-17%Cr-1.6%C alloy by tempering at 973°K.

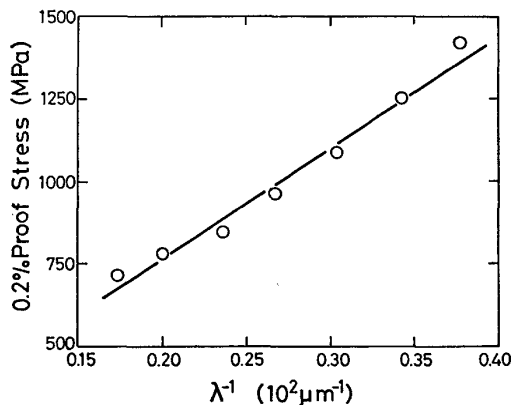


Fig. 12. Relationship between the mean free path (λ) of carbides and the 0.2% proof stress for austenitic Fe-17%Cr-1.6%C alloy tempered in the temperature range of 873 to 973°K.

し、一方塑性伸び(ϵ_p)は増大する。従来分散強化機構として OROWAN²⁷⁾ や ANSELL-LENEL²⁸⁾ のモデルがよく知られている。これはいずれも分散物の平均粒子間距離(λ)と降伏強さとの関係を示したものである。本結果においても降伏強さとして 0.2% 耐力をとり、炭化物を球状と仮定して λ による整理を試みた。その結果は Fig. 12 に示すように λ^{-1} と $\sigma_{0.2}$ との関係により説明することができる。したがつて本合金における二次硬化機構は OROWAN の機構による分散強化によるものといえる。

4. 結 言

熔融状態から超急冷した Fe-Cr-C 系合金に見出した非平衡オーステナイト相の組織と機械的性質およびその焼もどしによる変化を透過電顕観察, X線回折, 硬さ測定および引張試験により調べ, 次のような結果を得た.

(1) 超急冷することにより 7~30 wt%Cr, 1.0~2.2 wt%C の組成範囲で粒径約 0.2 μm の非平衡オーステナイト単相の微細粒組織を得た. これらはいずれも完全密着曲げが可能なねばい材料である. また格子定数は C および Cr 量の増加に伴い増大し, 0.3617~0.3645 nm の範囲の値である.

(2) このオーステナイト合金の硬さおよび引張強さは C および Cr 量の増加に伴い増大し, それぞれ 370~630 DPN および 900~1550 MPa の値を示す. このような高い値を示す原因の一つは極微細粒径組織であること, 一つは C や Cr が多量に過飽和固溶していることによる. C および Cr の 1 at% 添加に伴う硬さおよび引張強さの増大量はいずれも C の方がはるかに大きい.

(3) この γ 組織は 823~873°K 1 h 焼もどしにより共析変態を起こす. ($\gamma \rightarrow \alpha + \text{M}_7\text{C}_3$) さらに高温の焼もどしによりこの M_7C_3 は成長して球状化し, α 相中に球状炭化物が均一に微細分散した組織となる.

(4) この焼もどしによる相変化に伴い, 合金は 873°K 附近で顕著な二次硬化を起こし, 硬さで約 100 DPN, 引張強さで約 400 MPa だけ増大する.

以上の結果からわかるように, 本研究により得られた非平衡オーステナイト合金は熔融状態からの急冷状態のままでも高い強さを持ち, 高強度線または板として種々の用途に応用することができると期待される.

文 献

- 1) R. C. RUHL and M. COHEN: Acta Met., 15 (1967), p. 159
- 2) R. C. RUHL and M. COHEN: Trans. Met. Soc. AIME, 245 (1969), p. 241
- 3) 新井 透, 小松 登: 鉄と鋼, 58(1972), p. 899
- 4) J. V. WOOD and R. W. K. HONEYCOMBE: J. Mat. Sci., 9 (1974), p. 1183
- 5) J. V. WOOD and I. R. SARE: Met. Trans., 6A (1975), p. 2153
- 6) J. V. WOOD and R. W. K. HONEYCOMBE: Mat. Sci. Eng., 23 (1976), p. 107
- 7) Y. INOKUTI and B. CANTOR: Script. Met., 10 (1976), p. 655
- 8) I. R. SARE and R. W. K. HONEYCOMBE: Proc. of 2nd Intern. Conf. on Rapidly Quenched Metals, 1975, Section I, (1976), p. 197 [MIT Press]
- 9) J. V. WOOD and R. W. K. HONEYCOMBE: Mat. Sci. Eng., 23 (1976), p. 107
- 10) Y. INOKUTI and B. CANTOR: J. Mat. Sci., 12 (1977), p. 946
- 11) J. M. DUBOIS and G. LE CAER: Acta Met., 25 (1977), p. 609
- 12) J. J. RAYMENT and B. CANTOR: Rapidly Quenched Metals III, 1, 3rd Intern. Conf. Univ. of Sussex, Brighton, 3-7 July, (1978), p. 85
- 13) F. DUFLOS and B. CANTOR: Rapidly Quenched Metals III, 1, 3rd Intern. Conf. Univ. of Sussex Brighton, 3-7 July, (1978), p. 110
- 14) J. NIEWIAROWSKI and H. MATYJA: Rapidly Quenched Metals III, 1, 3rd Intern. Conf. Univ. of Sussex, Brighton, 3-7 July, (1978), p. 193
- 15) J. J. RAYMENT and B. CANTOR: Met. Sci., 12 (1978), p. 156
- 16) I. R. SARE and R. W. K. HONEYCOMBE: J. Mat. Sci., 13 (1978), p. 1991
- 17) A. INOUE, T. MASUMOTO, S. ARAKAWA, and T. IWADACHI: Trans. JIM, 19 (1978), p. 303
- 18) A. INOUE, T. MASUMOTO, S. ARAKAWA and T. IWADACHI: Rapidly Quenched Metals III, 1, 3rd Intern. Conf. Univ. of Sussex, Brighton, 3-7 July, (1978), p. 265
- 19) A. INOUE, T. IWADACHI, and T. MASUMOTO: Trans. JIM, 20 (1979), p. 76
- 20) 井上明久, 荒川俊介, 増本 健: 日本金属学会誌投稿中
- 21) 井上明久, 増本 健: 日本金属学会誌, 42 (1978), p. 787
- 22) W. D. FORGENG and W. D. FORGENG, Jr.: Metals Handbook, 8, 8th edition, (1973), p. 402 [ASM]
- 23) K. J. IRVINE, D. T. LEWELLYN, and F. B. PICKERING: JISI, 199 (1961), p. 153
- 24) W. B. MORRISON and R. L. MILLER: Ultrafine-Grain Metals, ed. by J. J. BURKE and V. WEISS, (1970), p. 183 [Syracuse Univ. Press]
- 25) L.-Å. NORSTRÖM: Scand. J. Met., 6 (1977), p. 145
- 26) 須藤 一, 神保龍太郎, 根本 実: 日本金属学会誌, 35(1971), p. 506
- 27) E. OROWAN: Dislocation in Metals, (1954), p. 68 [AIME]
- 28) G. S. ANSELL and F. V. LENEL: Acta Met., 8 (1960), p. 612