

論 文

UDC 669.15'24'26-194.56/57 : 539.4.016.3 : 539.537 : 620.186.12
621.785.3/7
620.172/178

2 相ステンレス鋼の熱処理による機械的性質の変化*

星野 明彦**・金尾 正雄***・中野 恵司**

Variation of Mechanical Properties with Heat Treatment of Two Phase Stainless Steel

Akihiko HOSHINO, Masao KANAO, and Keishi NAKANO

Synopsis:

The effect of heat treatment on the mechanical properties of Fe-25Cr-6Ni alloy has been investigated, and the results are summarized as follows.

(1) In case of aging at 475–525°C, the tensile strength and 0.2% proof stress increase continuously with aging time owing to the precipitation of Cr-rich phase in ferrite matrix. In spite of the decrease in elongation, the reduction of area shows an approximately constant value of 60–70%.

(2) Heating at 650–800°C produces the α - γ transformation and proof stress decreases with the increase of γ content. The tensile strength that is affected by work hardening of γ phase during the deformation does not vary in parallel with the proof stress.

(3) Charpy impact value decreases with aging time at 475–525°C. The testing temperature dependence of the Charpy impact value is based on the raise in the transition temperature due to the 475°C embrittlement.

(4) The prior α - γ transformation that produces an increase in γ content and an increase of Cr concentration in α phase leads to the reduction of susceptibility for 475°C embrittlement.

(5) It is observed that σ phase in two-phase stainless steel is formed by decomposition of high Cr ferrite phase into σ + γ , independently of Cr carbide.

1. 緒 言

フェライト・オーステナイト相よりなる 2 相ステンレス鋼は、オーステナイト鋼の欠点である応力腐食割れの対応策として開発されてきた鋼種である。2 相ステンレス鋼は微細組織を特徴とするので、強度と靱性に優れている¹⁾ほか、フェライト(α)を 50~60% 含む合金は耐応力腐食割れにもすぐれていることが鈴木ら²⁾によつて報告されている。

ところが、2 相ステンレス鋼を溶接もしくは高温焼なまし後徐冷すると脆化しやすく、これが 2 相ステンレス鋼の製造上での問題点であろう。これは高クロムフェライトステンレス鋼に現われる 475°C 脆性もしくは σ 相脆性にも関連するが、微細混合組織の 2 相ステンレス鋼では特に組織変動の現われやすい危険性がある。

そこで、本研究においては 2 相ステンレス鋼の品質不安定性の要因となる組織不安定性に着目し、25Cr-6Ni 鋼の熱処理に伴う組織変動が機械的性質におよぼす影響

について検討することにした。

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材

電解鉄、電解クロムおよび電解ニッケルを原料として真空溶解法によつて Fe-25%Cr-6%Ni 合金の 17 kg 鋼塊を溶製した。この合金の溶製においては Al および Ti を脱酸剤として添加した。この合金の化学分析結果は Table 1 に示すとおりである。

この鋼塊を 1250°C×1h 均熱後、一部を 13 mm 角に、他を 10 mm ϕ の棒材にそれぞれ熱間圧延した。前者からはシャルピー試験片 (JIS 4 号) を作成し、後者からは丸棒引張試験片を作成して実験に供した。

2.2 実験方法

これらの材料をまず 1000°C×1h 塩浴中で焼なまし後水冷し、次いで 475°C 脆性域の 475~525°C、および σ 相脆性域の 650~800°C の温度域で再加熱後水冷してから、組織観察、衝撃試験および引張試験を行った。組

* 昭和50年4月本会講演大会にて発表 昭和51年9月7日受付 (Received Sep. 7, 1976)

** 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro-ku Tokyo 153)

*** 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals)

Table 1. Chemical composition of the alloy used (wt %).

C	Cr	Ni	Si	Mn	S	P	Ti	Al	N
0.005	24.24	5.07	0.004	0.005	0.013	0.004	0.027	0.008	0.0083

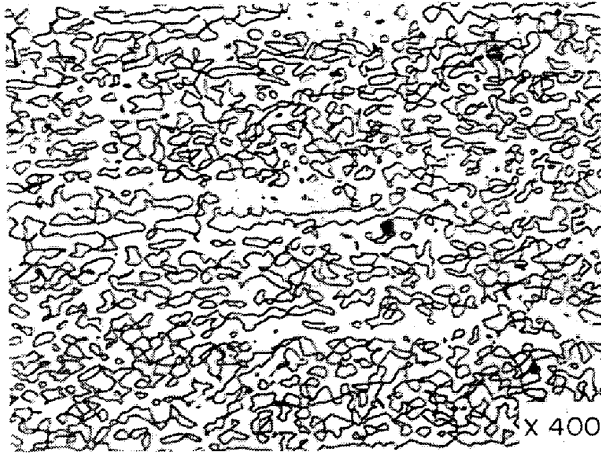


Photo. 1. Microstructure of Fe-25Cr-6Ni alloy annealed at 1000°C. (longitudinal section)

Table 2. Cr and Ni content in each phase (wt %).

	1000°C×1 h WQ.		750°C×1 h	
	Cr	Ni	Cr	Ni
Ferrite (α)	26.8	5.0	27.9	3.9
Austenite (γ)	19.4	9.7	19.5	9.5

組織観察には 10% 硝酸水溶液による電解腐食に加えて、フェライト相(α)とオーステナイト相(γ)の識別のために改良村上試薬も利用した。なお、引張試験には $D=4\text{ mm}\phi$, $L=25\text{ mm}$ の丸棒試験を使用し、インストロン試験機によつて 0.05 cm/min のクロスヘッド速度で試験した。

3. 実験結果および考察

3.1 組織変化

1000°C 焼なまし水冷材は圧延方向に沿った断面では、Photo. 1 に示すように若干の方向性が認められた。この組織を村上試薬によつて識別後、リアル・アナリシスによつて α 量を求めると約 62% であつた。また X 線マイクロアナライザによる各相中の Cr および Ni の定量分析結果は Table 2 に示すとおりであつた。

焼なまし材を 600~900°C で再加熱すると $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態が現れることが知られているが³⁾⁴⁾、1000°C 焼なまし後、例えば 750°C×1 h 再加熱することにより α 量は 52% に低下し、この場合各相中の Cr および Ni 量は Table 2 に示したように、とくに α 相中に合金元素の濃

度変動が認められ、一方 γ 相中での濃度変化は少なかつた。

3.2 引張特性

3.2.1 475°C 脆性域における再加熱

475~525°C の温度域で再加熱後水冷した試験片については、Fig. 1 に示すように、加熱時間ともなう引張強さおよび 0.2% 耐力の上昇が認められた。この強化は Fe-Cr 合金の 2 相分離による Cr rich 相の析出反応によるもので、加熱初期より強化現象が現われており、しかも 500°C 近傍において反応速度が最大となる。

一方、Fig. 2 は加熱時間ともなう伸びと絞りの変化を示し、Fig. 1 における強化に対応して伸びは低下し、500°C 付近において 2 相分離反応が最大となることが明らかとなつた。このように時効時間ともなつて強さの

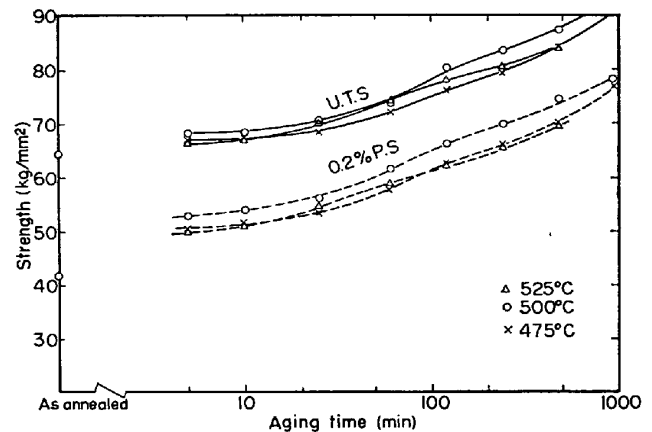


Fig. 1. Variation in strength with aging time at 475-525°C.

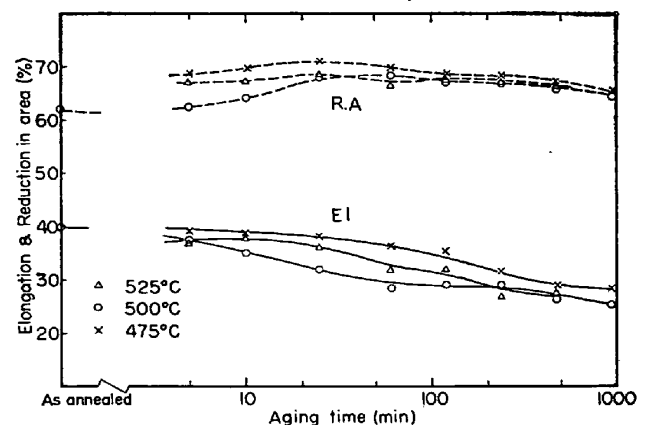


Fig. 2. Variation in tensile ductility with aging time at 475-525°C.

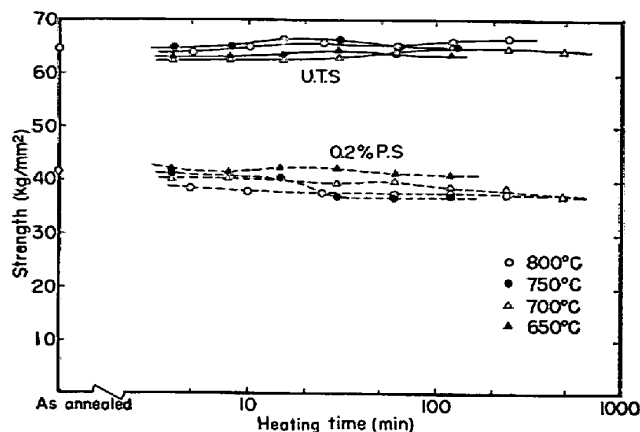


Fig. 3. Variation in strength with heating time at 650-800°C.

上昇と伸びの低下が現われるけれども、Fig. 2 に示すように絞り率は 60~70% のほぼ一定の値を示した。

析出硬化鋼の引張特性に関しては、河部ら⁶⁾が 18Ni マルエージ鋼について調べ、時効材の絞り率と局部伸びの相関性を示した。そしてこれらの値は粒度依存性を示すが、ある限られた粒度範囲では時効にともなう耐力の増加に対していずれも変化は少なく、過時効状態になれば低下することを明らかにしている。本実験における 2 相ステンレス鋼を時効した場合、2 相分離領域での析出相は Cr rich 相であり、Fig. 1 に示した限りにおいては、この合金には過時効現象は現れていない。結果として、本合金の時効による耐力の上昇 (40→80 kg/mm²) にもかかわらず絞り率で変化しなかつたのは、過時効状態でないことや粒径などに基因すると考えられる。また絞り率と局部伸びとの相関性より Fig. 2 に示した伸びの低下は均一伸びの低下による。

3.2.2 650~800°C における再加熱

この温度域で再加熱した場合、加熱時間にもなう引張強さおよび 0.2% 耐力の変化は Fig. 3 のとおりである。引張強さは 650, 700°C で加熱した場合よりも 750, 800°C で加熱した方が高くなり、一方 0.2% 耐力は引張強さとは逆の結果となり、750, 800°C で加熱すると低下した。

このような加熱温度および時間にもなう変化はこの温度域で現われる $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態³⁾⁴⁾⁾に基因している。すなわち、この温度域の高温側で加熱するほど $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態により γ 量は増加するが、一方低温域では変態駆動力は大きいても拡散速度が低下しているため γ 量は増加しない。ところで、高温側での γ 量増加と引張強さの上昇との関係は、引張変形中に生ずる γ の加工硬化もしくはマルテンサイト変態によると考えられている。本実験のような常温引張試験においては 19Cr-9Ni の組成を有する

γ 相はかなり安定であり、しかも 2 相ステンレス鋼のように強力な α 相に取囲まれた γ 相のマルテンサイト変態は抑制されるという FLOREEN⁸⁾の結果より考慮すれば、 γ 量の増加による引張強さの上昇はマルテンサイト変態によるものではなく、単に加工硬化によるものと考えられた。

0.2% 耐力は α 量に依存するため、引張強さの変化とは逆に 650, 700°C の低温側では高く、焼なまし材の耐力と同程度であるのに対して、高温側での加熱によつて γ 量が増加すると耐力は低下した。Fig. 3 より明らかなように、0.2% 耐力の変化は 750°C において顕著であったが、これは 3.1 で述べたように 750°C における加熱時間と α 量との関係において 1 h 以内に α 量が平衡近くまで低下した現象とよく対応しており、2 相ステンレス鋼の耐力の α 量依存性が明らかであった。

この温度域で加熱した場合、絞り率は 60~70% の値を示し、一方伸びは最初の 1 h までは焼なまし材と同程度であるが、1 h を超えると 650°C では高くなり、一方 800°C では低下し、伸びに対する加熱温度の影響が現われた。この結果は田村ら⁹⁾による γ 量と伸びとの関係と一見矛盾するので、ここでは伸びにおよぼす γ 粒径および α 相中の Cr 濃度の影響について考察することにした。

JOLLY, HOCHMANN⁷⁾の結果によると、1150°C より急冷した 21Cr-8Ni 型の 2 相合金の $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態は 750°C

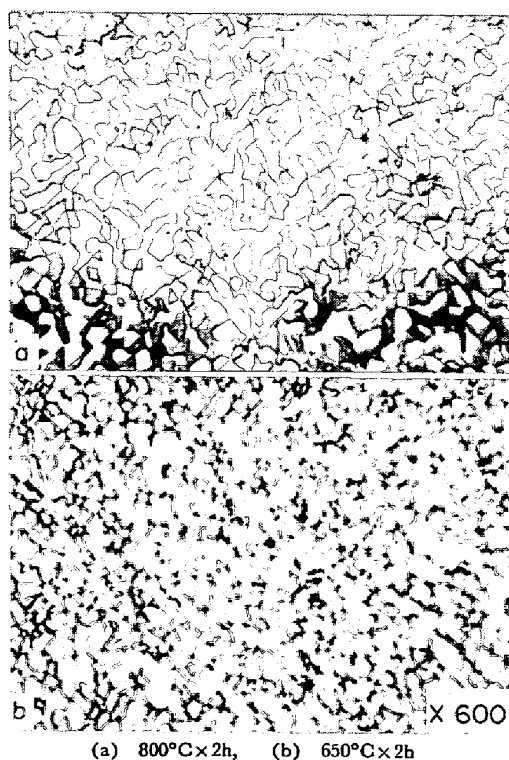


Photo. 2. Microstructures of alloy reheated at 800°C and 650°C.
(Etched by MURAKAMI's reagent)

以上では α/γ 界面移動型となり、一方それ以下の温度では α 相中への γ 核生成による微細析出型となることが明らかにされた。Photo. 2 は本実験に供した合金の $800^\circ\text{C} \times 2\text{h}$ 、 $650^\circ\text{C} \times 2\text{h}$ 加熱材の光学顕微鏡組織であり、 800°C 加熱の場合 (Photo. 2a) には α/γ 界面移動による γ 粒径の成長を認めることができた。一方 650°C 加熱試料 (Photo. 2b) においては前者に比較して γ 粒は微

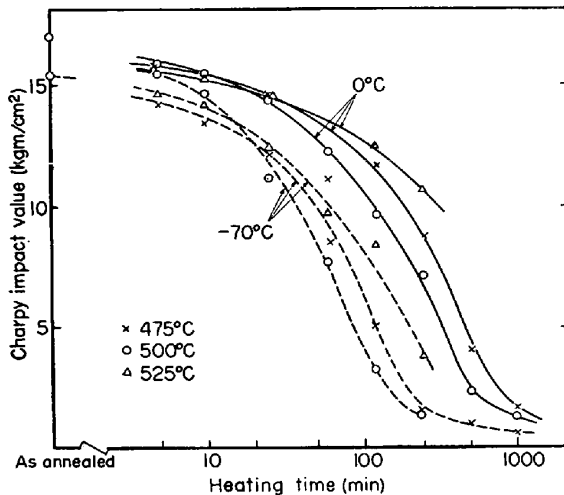


Fig. 4. Variation in notch-toughness with aging time at 475–525°C.

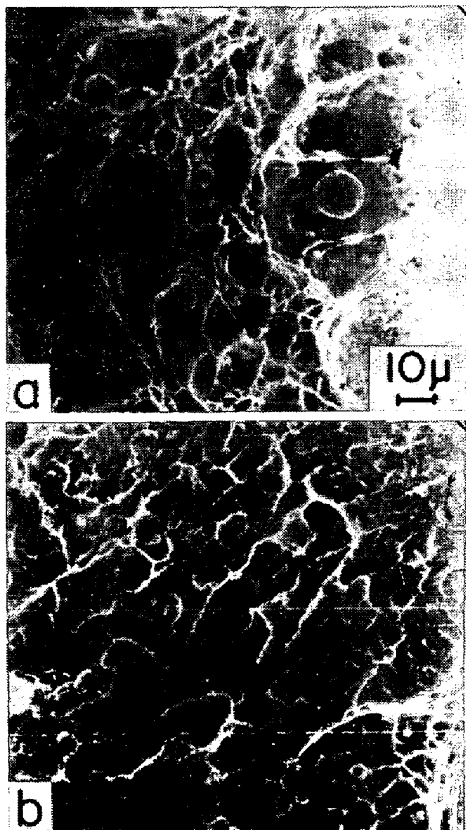


Photo. 3. Microfractographs of Charpy impact test specimens aged at 475°C . (a) $475^\circ\text{C} \times 25\text{min}$ (b) $475^\circ\text{C} \times 16\text{h}$

細であり、焼なまし材と同程度であった。しかしこの Photo. 2b においては JOLLOY らが示した α 相中への γ 相の微細析出は観察できず、これは焼なまし温度の相異に基づく低温域での変態駆動力の差に基因する。

つぎに Photo. 2a, b を比較した場合、村上試薬による α 相の着色度がかかなり異なり、これは α 相中の Cr 濃度に依存している。 α 相中の Cr 量と伸びとの関係については BINDER¹⁰⁾ によつて報告され、Cr 量増加にともなつて伸びが低下することが知られている。以上の結果より本研究における 800°C 加熱による伸びの低下は γ 粒径と α 相中への Cr の濃縮の影響によると考えるのが妥当と思われる。

3.3 衝撃特性

3.3.1 475°C 時効による靱性の変化

$475\sim 525^\circ\text{C}$ の温度域において時効処理し、時効温度、時効時間および試験温度がシャルピー衝撃値におよぼす影響を Fig. 4 に図示した。試験温度 0°C の場合、時効時間によるシャルピー衝撃値の低下は顕著であるが、 -70°C においては衝撃値の低下は一層顕著となり、試験温度依存性が認められた。Photo. 3 は 475°C での時効時間にともなう破壊様式の変化を示し、時効初期には 0°C 試験により延性破面を呈し、(Photo. 3a)、ここではディンプル底部に非金属介在物が観察される。しかし時効時間が長くなれば 0°C において脆性破壊となり、この破面 (Photo. 3b) には介在物の痕跡が見られず、また γ 相の延性破壊も認め難くなる。HAYDEN¹¹⁾ は 2 相ステンレス鋼の破壊の研究において、 475°C 脆性の結果として衝撃遷移温度の上昇が生じ、脆性領域では不連続へき開破壊が生じることを示した。すなわち、 α 相ではへき開破壊となり、残部の γ 相は遷移温度付近ではディンプル破壊となるが、さらに低温側ではせん断破壊となることを明らかとした。Photo. 3b においては γ 相が局部的な塑性変形過程であるせん断破壊によつて破断したと考えられ、この場合にはディンプル破壊におけるほど塑性変形量は大きくなく、吸収エネルギーは著しく低下する。

3.3.2 $650\sim 800^\circ\text{C}$ 再加熱による靱性の変化

この温度域で再加熱した場合、実験した範囲内では吸収エネルギーは加熱温度および時間によつて変動せず、この温度域で現れる $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態は切欠靱性に余り影響をおよぼさなかつた。

3.3.3 実用鋼における脆化挙動との比較

実用 2 相ステンレス鋼である 3RE60 (0.03% C, 18.5% Cr, 4.7% Ni, 1.7% Si, 2.7% Mo) および AISI 329 (0.08% C, 23~28% Cr, 5% Ni, 1~2% Mo) の再加熱による脆化曲線が KIESSLING¹²⁾ によつて発表されている。

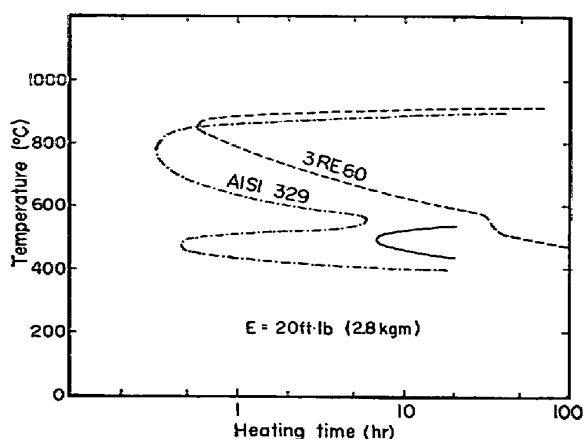


Fig. 5. Comparison of embrittlement behavior by reheating in various two phase stainless steels.

Fig. 5 に示した脆化曲線は吸収エネルギー 20 ft·lb (2.8 kg·m) の等エネルギー曲線であるので、Fig. 4 より吸収エネルギーが 2.8 kg·m (3.5 kgm/cm²) となるに要する加熱時間を求め、試験温度 0°C での結果を Fig. 5 に実線で示した。Fig. 5 より明らかなことは、上記実用 2 相ステンレス鋼では 475°C 脆性と 700~800°C にある σ 相脆性が顕著であり、炭窒化物による粒界脆性は余り問題とならないことである。

475°C 脆性に関しては、AISI 329 の等エネルギー曲線が最も短時間側にあり、2 相分離反応による脆化速度が大きいことを示し、ついで当実験合金となり、3RE60 は最も長時間側に移行していた。この 3RE60 の脆化感受性の小さい理由として、化学分析結果の比較検討より第

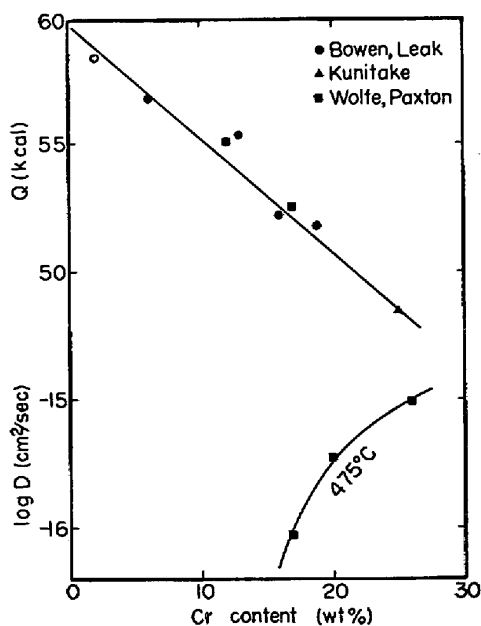


Fig. 6. Variation in activation energy Q and diffusion coefficient D with Cr content in Fe-Cr alloy¹³⁾.

一に Cr 含有量の低いことが考えられる。

475°C 脆性は 2 相分離による Cr rich 相の析出に基因するので、この過程を律速するのは b.c.c. の Fe-Cr 合金中での Cr の拡散速度であると予測される。Bowen¹³⁾ によつて発表された Fe-Cr 合金中の Cr の体積拡散に関するデータを総括すると Fig. 6 の結果がもたらされる。すなわち、Fe-Cr 合金中の Cr の拡散のための活性化エネルギー Q は、30%Cr までの範囲内では Cr 含有量の増加につれて直線的に減少する。そのため Fe-Cr 合金中の Cr の拡散は Cr 量の増大とともに促進されることになる。Fig. 6 に 475°C における Cr の拡散係数の変化¹⁴⁾をも示したが、25%Cr 合金中の Cr 拡散係数は 17%Cr 合金に比較すると 1 桁も異なっており、それだけ高 Cr フェライト合金では 475°C 脆化感受性が大きい⁸⁾ ことになる。

475°C 脆性ととも σ 相脆性も Cr 拡散によつて律速されるという点では共通しているが、これらの反応過程における合金元素の作用はそれぞれ異なっている。例えば 475°C 脆性に対しては Cr および Mo はこれを促進するが¹⁵⁾、Si や Mn の効果については疑問である。ところが、 σ 相脆性に関しては Cr, Mo 以外に Si および Mn が強力な促進元素として知られており¹⁶⁾、これら促進元素は拡散速度に対する効果よりも、平衡状態図において σ 相安定領域を低 Cr 側に移行させる効果が顕著である。 σ 相生成におよぼす合金元素の効果の中で、拡散速度への効果は第二義的であり、基本的要因は平衡状態における σ 相の安定性への効果であろう。ところが、合金元素の拡散が顕著でない 475°C 領域では Cr の拡散速度への効果が重要となる。

上述の仮説を利用すれば、Fig. 5 における 475°C 脆化は Cr と Mo 量によつて支配される結果 AISI329 において最も短時間内に起こる。一方 σ 相脆性においては Cr に加えてとくに Si, Mn, Mo などが律速元素となるので、3RE60 のような低 Cr 合金でも σ 生成速度は大きく、本実験の供試材のような高純度合金ではその生成速度が小さいものと考えられる。なお実用鋼では C 量についても検討すべきであるので、これについては後述する。

3.4 475°C 脆性におよぼす先行 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態の効果

2 相ステンレス鋼の徐冷に際して生じる靱性の低下は 475°C 脆性に基因するもので、高温域では σ 相が生成しないかぎり $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態自体は靱性には何らの影響も与えなかつた。高温域より徐冷した場合、この 475°C 脆化域に到達する以前に $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態域を通過し、 $\alpha - \gamma$ 変態により γ 量の増大とともに α 相中の Cr 量増加、Ni 量低下が生じることは前述のとおりである。

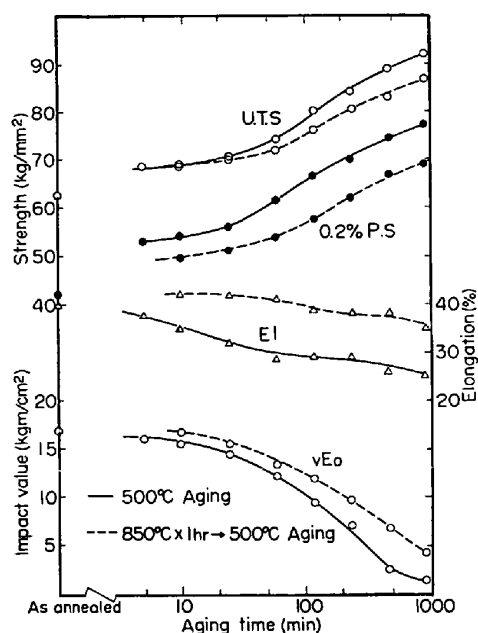


Fig. 7. Effect of austenite enrichment on the mechanical properties of aged materials.

2相ステンレス鋼の γ 相は応力緩和作用を有し⁸⁾、 α 相中に生じた亀裂の伝播に対して抑制作用があるため、 γ 相の存在は靱性向上には好ましいものであるが、一方 α 相中のCr量増加は前述のように475°C脆化の促進作用があり、またNi量低下も衝撃遷移温度の上昇¹⁷⁾をもたらす、靱性には好ましくない。

これらの相反する作用が475°C時効した材料の機械的性質におよぼす効果を検討するため、850°C×1hの再加熱処理によつて γ 量を38%から55%に増加後、脆化速度最大の500°Cにおいて時効処理して機械的性質を比較検討した。

引張および衝撃試験の結果をFig. 7に示す。この場合0.2%耐力は α 量減少のために低下し、伸びは γ 量増加によつて増大した。ところが、引張強さは0.5h以下の加熱では両供試材とも同程度であるが、1hを超えると α 相の2相分離の効果が現われる。これは時効初期には2相分離による強さ上昇は小さく、 γ 相の加工硬化の影響が明白に現れるためと考えられる。

靱性に関しては、475°C脆性の結果としてシャルピー衝撃値(vE_0)は徐々に低下するが、普通処理材と比較すると、 γ 増加材では2倍の脆化時間を要し、先行 $\alpha \rightarrow \gamma$

変態は475°C脆化感受性を軽減できることが明らかとなった。

3.5 σ 相生成におよぼすC量の効果

前述のように実用2相ステンレス鋼では σ 相脆性が現われやすく、これはSi, Mn, Moなどによる σ 相生成領域の拡大、すなわち、 σ 相の安定化効果によるものと考えてきた。しかし、従来のオーステナイトステンレス鋼の研究において、 σ 相はCr炭化物 $Cr_{23}C_6$ を核として生成する¹⁸⁾ことが報告されているので、実用鋼と比較してC量や炭化物の影響を検討することも必要であろう。そこで今まで用いた低炭素合金のほか、実用鋼のC量と同程度の0.03%Cを含む3種の比較合金を用いて検討した。これら試料の化学組成をTable 3に示す。ここでC1合金はC量もしくは炭化物の核生成効果を調べるものであり、またC2合金は α 相中のCr濃度を高め、C3合金はTi添加によつて $Cr_{23}C_6$ をTiCに置換し、それぞれCr濃度とTiCの効果調べるものである。

4種類の合金を700°C×96hまでの再加熱後水冷し、加熱時間ともなうシャルピー衝撃値の変化を調べるとFig. 8の結果が得られた。前述の8hまでの加熱では σ 相が生成しなかつた低炭素合金も長時間後には σ 相生成のために衝撃値の急激な降下が現われた。予期に反して、C量の高いC1合金の σ 相生成による衝撃値の低下は高純度の低炭素合金での結果と類似しており、そのため炭化物 $Cr_{23}C_6$ が σ 相生成の核として作用するというオー

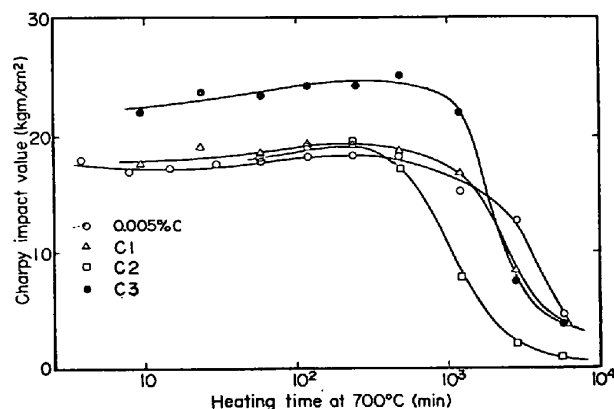


Fig. 8. Variation in notch-toughness with heating time at 700°C.

Table 3. Chemical composition of the carbon-bearing alloys (wt %).

	C	Cr	Ni	Si	Mn	S	P	Ti	Al	N
C1	0.037	24.83	6.09	0.015	0.004	0.012	0.003	0.010	0.001	0.0103
C2	0.039	25.53	6.40	0.014	0.009	0.012	0.003	0.009	0.001	0.0094
C3	0.034	24.66	5.81	0.010	0.007	0.011	0.002	0.090	0.009	0.0087

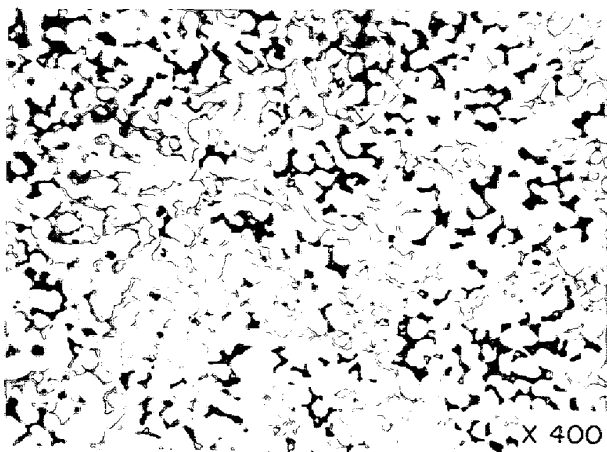


Photo. 4. Formation of σ phase by decomposition of α into $\sigma+\gamma$ in alloy C2 heated at 700°C (Etched by MURAKAMI's reagent).

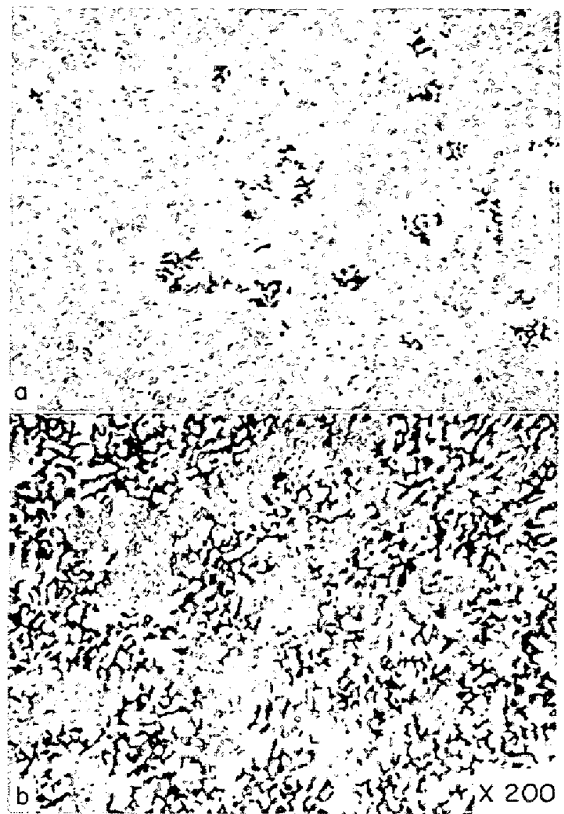
ステナイト合金での結果は2相ステンレス鋼には適用できず、また Ti 添加合金 (C3) での挙動からも同じ結論が導かれる。

以上のように、C 量もしくは炭化物が σ 相生成には無関係であることが明らかとなったが、Cr 量の若干高い C2 合金は他の3合金に比較して短時間側で σ 相脆化が生じた。この結果は2相ステンレス鋼中の σ 相生成が炭化物の存在と関係なく、Photo. 4 に示すように高クロム・フェライト相(灰色)の σ 相(黒色)と γ 相(白色)への分解によることを示唆している。

このように2相ステンレス鋼の σ 相生成においては高 Cr の α 相の分解過程を通る方が活性化自由エネルギーの点で有利であるが、これは高 Cr の α 相中では前述のように Cr の拡散が容易であり、また Fe-Cr 状態図⁵⁾の $\alpha/\alpha+\sigma$ 境界に近い組成に Cr 濃度が達しているためである。

σ 相生成には Cr 量の影響がとくに重要であるが、一方実用合金における Si, Mn, Mo の存在は前述のように、 $\alpha+\gamma/\alpha+\gamma+\sigma$ の境界を低 Cr 側へ移行して σ 相生成を容易にすると考えられる¹⁹⁾。

この σ 相生成反応は、前述の 475°C 時効とは異なつて、潜伏期の存在することが Fig. 8 からも明らかである。しかし σ 相が微量析出すると直ちにシャルピー衝撃値は急激に低下する。 σ 相生成の初期段階における硬さの上昇と靱性の低下の対応性は良好でなく、BUNGARDT²⁰⁾の結果によれば σ 相が5%以上生成してはじめて硬さの上昇が始まるとされている。Photo. 5 は 700°C×96 h 加熱後の σ 相生成の様相を示すもので、5a での σ 相の量は5%に満たないが Fig. 8 では著しい衝撃値の低下が生じ、この場合硬さの変化は検出されなかつた。一方 5b の Cr 量の若干高い C2 合金においては多量の σ 相の生



(a) high purity alloy (b) alloy C2

Photo. 5. Distribution of σ phase after heating at 700°C for 96 h

成によつて Hv20 程度の上昇が現れるが、この状態では衝撃値はすでに0なつており σ 相の生成した試料については衝撃値の組織敏感性に比べて硬さの非敏感性が明白である。

4. 結 言

25Cr-6Ni 2相ステンレス鋼の再加熱による機械的性質の変化について研究し、その結果を総括すると次の通りである。

(1) 1000°C 焼なまし水冷後、475~525°C で再加熱すると2相分離のために0.2%耐力および引張強さは上昇し、一方伸びは低下した。絞りは時効時間16hまでは60~70%の値を示した。これは時効時間にもなう伸びの低下は均一伸びの低下であり、局部伸びの変化が少ないことに対応している。

(2) 650~800°C で再加熱すると、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態が生じ、0.2%耐力は α 量に比例して変化する傾向があつた。一方引張強さには γ 相の加工硬化の寄与が大きく現われた。

(3) シャルピー衝撃試験の結果、475°C 時効によつて衝撃値の著しい低下が現われた。これは475°C 脆化による遷移温度の上昇に基づくものである。一方 $\alpha \rightarrow \gamma$

変態による衝撃値の変化は全く現われなかつた。

(4) 475°C脆化におよぼす先行 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態の効果を
知るため、 γ 増加材の脆化挙動を調べたところ、 γ 相の
増加によつて0.2%耐力は低下するが、475°C脆化感受
性の軽減作用が認められた。

(5) 各種実用鋼の再加熱による脆化挙動を比較した
ところ、475°C脆性は α 相中のCr量によつて律速され
ると考えられる。一方 σ 相脆性にはCr量以外にSi,
Mn, Moの効果が重要であると推察された。

2相ステンレス鋼での σ 相生成はCr炭化物の存在に
よつて促進されるものでなく、むしろ α 相中のCr量が
重要であり、この α 相の分解によつて σ 相が現れた。

最後に、本実験に協力して頂いた山口英雄(現在 日
本高周波)および桑島正尚(現在 日本電工)の両氏に
謝意を表します。

文 献

- 1) H. W. HAYDEN, S. FLOREEN: Met. Trans.,
1 (1970), p. 1955
- 2) 鈴木隆志, 長谷川博一, 渡辺三雄: 日本金属学会
誌, 32 (1968), p. 1175
- 3) D. M. WARD: Iron steel, (1970), p. 11
- 4) 藤倉正国, 阿部直弘: 電気製鋼, 45 (1974)2,
p. 73
- 5) R. O. WILLIAMS: Trans. AIME, 212 (1958),
p. 497
- 6) 河部義邦, 金尾正雄, 宗木政一: 鉄と鋼, 59
(1973), p. 1388
- 7) P. JOLLY, J. HOCHMANN: Mem. Sci. Rev.
Met., 70 (1973), p. 117
- 8) S. FLOREEN, H. W. HAYDEN: Trans. ASM, 61
(1968), p. 489
- 9) 田村今男, 友田陽, 他: 鉄と鋼, 59 (1973),
p. 454
- 10) W. O. BINDER, H. R. SPENDELOW: Trans. ASM,
43 (1951), p. 759
- 11) H. W. HAYDEN, S. FLOREEN: Trans. ASM,
61 (1968), p. 474
- 12) R. KIESSLING: Scand. J. Met., 1 (1973),
p. 459
- 13) A. W. BOWEN, G. M. LEAK: Met. Trans.,
1 (1970), p. 1695
- 14) R. J. HODGES: Corrosion, 27 (1971), p. 119
- 15) P. J. GROBNER: Met. Trans., 4 (1973), p. 251
- 16) 熊田健三郎: 日本金属学会報, 2 (1963), p. 261
- 17) 岡田秀弥, 細井祐三, 小川洋之: 鉄と鋼, 59
(1973), S 155
- 18) W. KOCH, et al.: Stahl u Eisen, 78 (1958),
p. 1251
- 19) F. J. SHORTSLEEVE, M. E. NICHOLSON: Trans.
ASM, 41 (1950), p. 142
- 20) K. BUNGARDT, et al.: Arch. Eisenhüttenw.,
34 (1963), p. 465