

マルテンサイト系析出硬化型ステンレス鋼の組織 および機械的性質に及ぼす残留オーステナイト量の影響

中川 英樹*・宮崎 亨*²

Effects of the Amount of Retained Austenite on the Microstructures and Mechanical Properties of a Precipitation Hardening Martensitic Stainless Steel

Hideki NAKAGAWA and Toru MIYAZAKI

Synopsis : The influences of the amount of retained austenite on the microstructure and the mechanical properties were investigated for the martensitic stainless steel whose chemical composition was Fe-1.8Cu-15.9Cr-7.3Ni-1.2Mo-0.08Nb-low C, N (wt%).

The main results obtained are as follows; (1) Microstructures of all specimens after aging (753K×14.4ks) are lath martensitic with film like retained austenite dispersed among the lathes. The reverted austenite phase does not appear. The ϵ -Cu phase which contributes to the precipitation hardening can not be observed clearly. (2) The mechanical properties are linearly approximated to the amount of retained austenite, so that the following equations are obtained. : $0.2\%Y.S. (MPa) = 1192.3 - 13.6 \times \gamma\%$, $T.S. (MPa) = 1250.1 - 9.3 \times \gamma\%$, $E.L. (\%) = 12.16 + 0.43 \times \gamma\%$, $R.A. (\%) = 64.25 + 0.14 \times \gamma\%$, $A.E. (J) = 72.5 + 0.8 \times \gamma\%$ (3) The balance between the tensile strength and ductility is improved with increment of the amount of austenite. It is in the same level as the microduplex stainless steel and the low carbon martensitic stainless steel with the excellent ductility and toughness, although inferior to the work hardening austenitic stainless steel.

Key words : stainless steel ; precipitation hardening ; retained austenite ; lath martensite ; ductility ; strength ; toughness.

1. 緒言

SUS630に代表されるマルテンサイト(α')系析出硬化型ステンレス鋼は各種シャフト材料やボルト材料などに用いられている。しかし、強度と靱性のバランスから高温で時効処理されることが多く、炭窒化物の析出を促進し、耐食性を犠牲にしているのが現状である。また、それにより得られる延性、靱性および耐食性のレベルは決して十分に満足されるものではなく、それら特性の向上が望まれている。

一方、引張強さが1000MPa級の高強度ステンレス鋼としては、析出硬化型ステンレス鋼の他に(1)低炭素 α' 系ステンレス鋼、(2)加工硬化型オーステナイト(γ)系ステンレス鋼および(3) α' 系ステンレス鋼に冷間加工と逆変態処理を適用した $\gamma+\alpha'$ 超微細2相ステンレス鋼などが挙げられる¹⁾。(1)に関しては優れた靱性を有する鋼が開発されている^{2,3)}ものの、 δ フェライトの生成を抑え、かつ完全な α' 組織を得るためにCrやMoの添加量に制約があり、耐食性の点で他に劣る。また、(2)と(3)に関しては優れた特性が得られるものの、冷間加工の必要性から形状的な制約が問題となる。

特にシャフト材料やボルト材料などには棒鋼や線材が用いられるため、冷間加工により組織および特性を制御することは難しい。これらのことから、強度、延性、靱性および耐食性などの諸特性をバランスよく得るためには、 α' 系析出硬化型ステンレス鋼を基本に検討することが望ましいと考えられる。

鉄鋼材料の高靱性化および高延性化の手段として、非金属介在物や炭窒化物の低減のほかに残留 γ の活用が挙げられる。残留 γ はTRIP鋼や9%Ni鋼をはじめ多くの鉄鋼材料で靱性および延性の向上に有効に利用されている⁴⁻⁹⁾。しかし、必ずしも効果的というわけではなく、その有効性についてはしばしば議論される⁶⁻⁹⁾ところである。析出硬化型ステンレス鋼においても、残留 γ の影響が幾つか報告されている¹⁰⁻¹³⁾が、積極的な活用という点で十分に調べられているとは言えない。

そこで、本研究では1000MPa級の引張強さを有する α' 系析出硬化型ステンレス鋼の延性、靱性および耐食性の向上を念頭に、過去の研究報告を参考にして合金組成を決定したうえで、単一の合金組成で固溶化熱処理後の焼入れ保持

平成9年10月9日受付 平成10年1月7日受理 (Received on Oct. 9, 1997; Accepted on Jan. 7, 1998)

* 名古屋工業大学大学院生 (Graduate Student, Nagoya Institute of Technology, Gokiso-cho Showa-ku Nagoya 466-8555); 愛知製鋼(株)第1開発部 (Development Div. No.1, Aichi Steel Works, Ltd.)

* 2名古屋工業大学 (Nagoya Institute of Technology)

温度を変化させることにより残留 γ 量を制御し、組織および機械的性質に及ぼす残留 γ 量の影響を明らかにすることを目的とする。

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材

本研究で用いた供試材の組成は、 α' 系析出硬化型ステンレス鋼の延性、靱性および耐食性の向上を目的として、炭素化物の低減、 δ フェライト量の低減および残留 γ の導入の3つの方策をもとに、過去の研究報告などを参考にして決定している (Table 1)。これはPH17.4Mo鋼を基本にCおよびNを低減するとともに、Niを過剰に添加した組成となっている。また、耐食性への影響を考えると高温での時効処理は好ましくなく、低温での析出硬化が期待されるCuを添加している。なお、この詳細は考察のところで述べる。Fig. 1に本合金組成を含む擬2元系状態図を示す。これは熱力学状態図計算ソフトThermo-Calc¹⁴⁾により求めたものである。Fe-Cr-Ni 3元系状態図^{15,16)}に比較し、Mo添加によりLaves相、Cu添加により ϵ -Cu相の相領域が現れている。

一般に、機械的性質は鋼中の介在物や不純物に大きく影響されることから、供試材を実際の製造ラインで作製し、80mm径の丸棒に圧延した後、熱間鍛造により15mm径の丸棒に仕上げた。また、残留 γ 量の調整については、純粋に残留 γ 量のみ影響を抽出するため、単一の組成で固溶化熱処理後の焼入れ保持温度を変化させることにより制御し、それぞれ約10, 15, 30%の残留 γ を含有するように調整した。この詳細は実験結果のところで述べる。なお、各熱処理は固溶化熱処理を1373K \times 4.8ks水冷、時効処理を753K \times 14.4ks

Table 1. Chemical composition of steel. (wt%)

C	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	N	Fe
0.008	1.78	7.29	15.91	1.16	0.08	0.0173	bal.

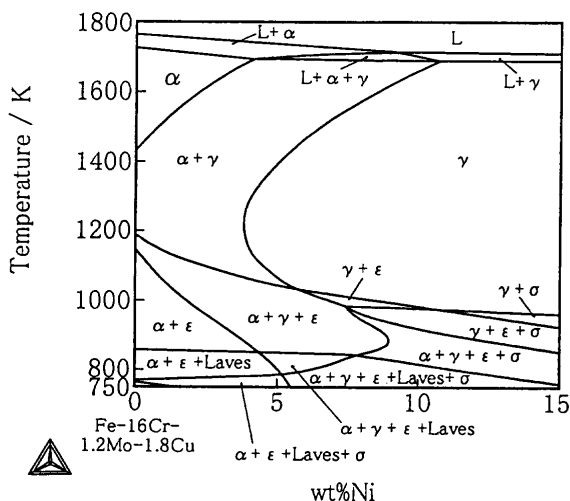


Fig. 1. Phase diagram calculated by Thermo-Calc¹⁴⁾.

空冷の条件で行った。

2.2 実験方法

残留 γ 量を調整した試料について硬さ測定、残留 γ の定量、組織観察および機械試験を実施した。

硬さ測定にはロックウェル硬度計(Cスケール)を用い、鍛伸方向に垂直な断面の半径の中心(D/4)で4点測定し、その平均を代表値とした。残留 γ はX線回折(RINT1100)により定量した。X線源にCu管球を用い、試料表面を電解研磨した後、X線回折を実施した。残留 γ の定量では、集合組織の影響をできるだけ取り除くため、 α' と γ でそれぞれ3ピークずつ((200)_{bcc}, (211)_{bcc}, (220)_{bcc}と(200)_{fcc}, (220)_{fcc}, (311)_{fcc})測定し、それらの比較から算出した¹⁷⁾。組織観察には光学顕微鏡および透過型電子顕微鏡(JEM-2000FX, JEM-2000EX, 加速電圧200kV)を用いた。光学顕微鏡観察のエッチング液には、塩酸ピクリン酸アルコール溶液を用いた。電子顕微鏡観察では、切り出した試料を0.1mm程度まで機械的に研磨した後、電解研磨を施してから観察した。電解研磨には過塩素酸酢酸溶液(HClO₄:CH₃COOH=1:9)を用い、10~20°C, 10~20Vの条件で行った。引張試験およびシャルピー衝撃試験を実施し、機械的性質を評価した。引張試験片にはJIS14A号(平行部径: 8 mm)を、シャルピー衝撃試験片にはJIS3号(Uノッチ)のサブサイズを用い、JIS規格¹⁸⁾に準拠して室温にて試験を行った。また、シャルピー衝撃試験後の破面を走査型電子顕微鏡により観察した。

3. 実験結果

3.1 残留 γ 量の制御

本研究では先に述べたように、単一組成で固溶化熱処理後の焼入れ保持温度を制御することにより、残留 γ 量を調整した。熱処理過程をFig. 2に示す。固溶化および時効処理条件を一定とし、焼入れ保持温度のみを193~333Kの範囲で変化させた。

Fig. 3に時効処理後の硬さおよび残留 γ 量に及ぼす焼入れ保持温度の影響を示す。これより193Kと278K焼入れ保持材では硬さがほぼ同等であり、それ以上で低下していることがわかる。一方、残留 γ 量も硬さ変化に対応し、193Kと278K

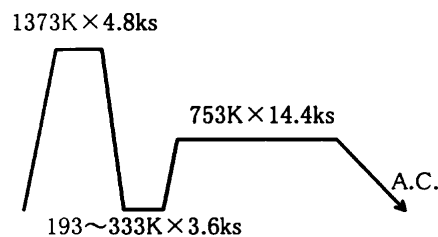


Fig. 2. Process of heat treatments. The specimens were water-quenched at each temperature after solution treatment. But only on quenching at 193K the specimen was water-quenched, followed by the subzero treatment at 193K.

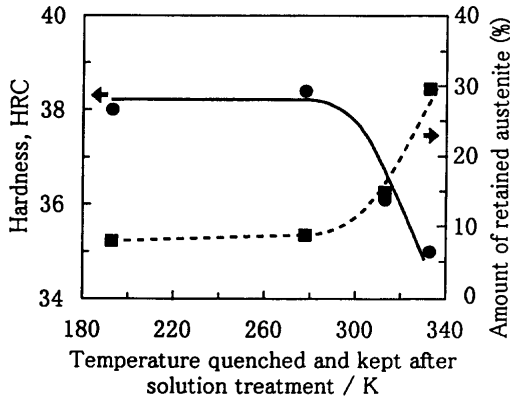


Fig. 3. Influence of the temperature quenched and kept after solution treatment on hardness and amount of retained austenite after aging at 753K for 14.4ks.



Fig. 4. Microstructure of the specimen quenched and kept at 313K after solution treatment and aged at 753K for 14.4ks.

焼入れ保持材では約10%で安定しており、それ以上で大きく増加し、333K焼入れ保持材では約30%となっている。そこで、この変化を利用して焼入れ保持温度を278K、313K、333Kに制御することにより、残留 γ 量をそれぞれ約10、15、30%に調整した。

278K焼入れ保持材の固溶化熱処理後の硬さは26HRCであり、12HRC程度の析出硬化が生じていることになる。また、この固溶化熱処理後の残留 γ 量は約10%であり、時効処理前後で変化はなく、時効処理による逆変態 γ の生成は認められなかった。

さらに、Fig. 3から、278K以下で α' 変態の進行が遅滞し、サブゼロ処理を行っても10%近い γ が残留しており、完全な α' 組織を得ることが出来なかった。

3・2 組織観察結果

Fig. 4に313K焼入れ保持材の時効処理後の光学顕微鏡観察結果を示す。組織は典型的なラス α' 組織であり、旧 γ 粒径は100 μ m程度となっている。残留 γ 量の異なる他の2つの試料についても観察したが、光学顕微鏡レベルでの相違は見られなかった。また、靱性に悪影響を与える δ フェライトは観察されなかった。本供試材はFig. 1からも予測されるように、 casting時には δ フェライトが存在する。しかし、その後の加熱、圧延および鍛造により、ほぼ完全に消滅したものと

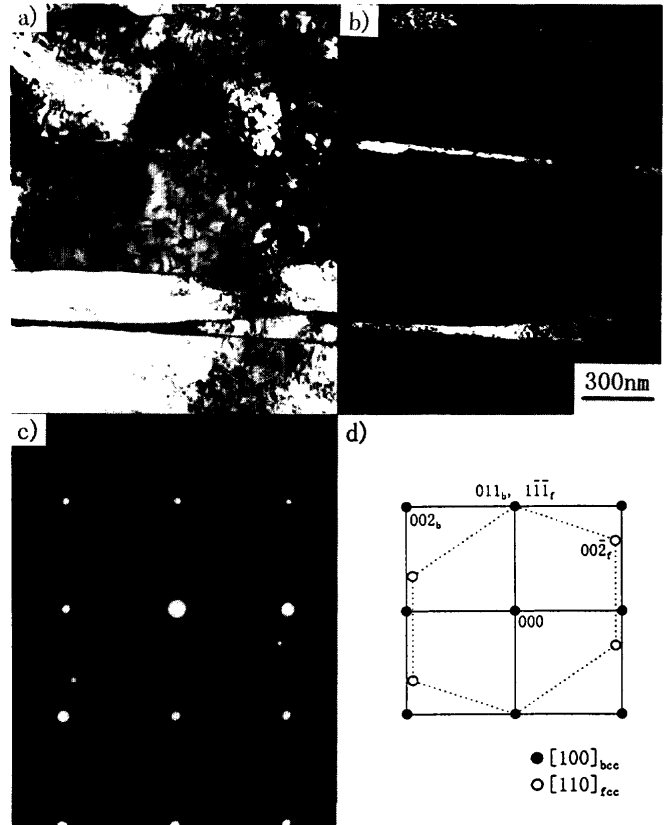


Fig. 5. Transmission electron micrographs of the specimen quenched and kept at 278K after solution treatment and aged at 753K for 14.4 ks.: a) B.F.I., b) D.F.I. of retained austenite, c) S.A.D. pattern and d) schematic S.A.D. pattern of c)

考えられる。

Fig. 5に278K焼入れ保持材の時効処理後の透過型電子顕微鏡観察結果を示す。回折図形から α' と γ の方位関係は模式図に示すようにN-W関係($(011)_{bcc} // (1\bar{1}\bar{1})_{fcc}$, $[100]_{bcc} // [110]_{fcc}$)にあるとみなされる¹⁹⁻²²⁾。しかし、両者の方位関係を決定することは容易ではなく、この観察結果だけでそれを断定することは難しい。詳細にはB.P.J.Sandvik and C.M.Wayman²²⁾が指摘するように、両相の最密面からの観察および解析が必要であると思われる。一方、組織は明視野像から転位を多く含んだラスが一方方向に並んだ α' 組織になっていることがわかる。ラスの幅は100~500nm程度であり、これまでの種々の観察結果と同程度となっている²³⁾。また、暗視野像から残留 γ はラス間にフィルム状に残存していることがわかる。

313Kおよび333K焼入れ保持材についても同一条件で観察を行った。Fig. 5と比較して組織形態に相違はなく、残存している γ 量およびサイズのみが増加している様子が観察された。また、いずれの試料においても、 $\{112\}$ 変態双晶が観察されたが、その量は多くなかった。

Fig. 6に278K焼入れ保持材の時効処理後における α' 内部の微細組織観察結果を示す。本研究では ϵ -Cu相による析出硬化が期待され、実際に12HRC程度の硬化が認められてい

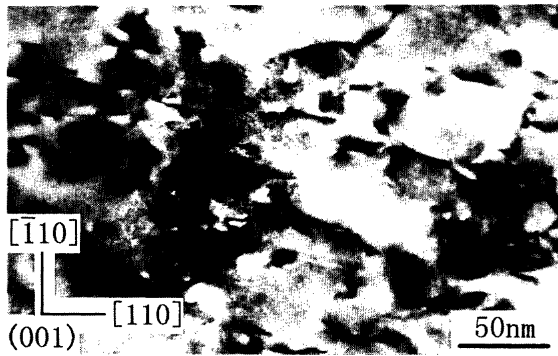


Fig. 6. Transmission electron micrograph of the specimen quenched and kept at 278K after solution treatment and aged at 753K for 14.4 ks.

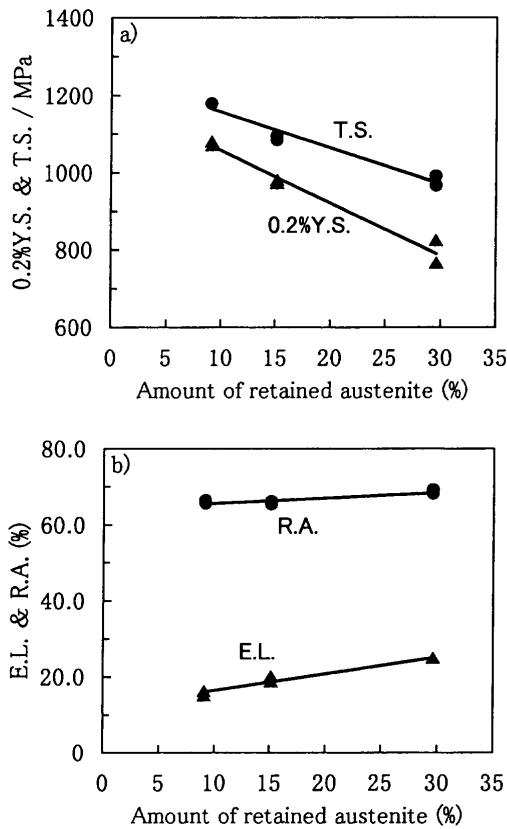


Fig. 7. Influence of amount of retained austenite on a) 0.2% yield strength and tensile strength and b) elongation and reduction of area.

る。ラス内部は転位密度が高く、明確に析出相を捕らえることは出来なかったが、転位上に非常に微細な析出が生じているものと考えられる。Fig. 1の状態図から考えると、753Kでの時効処理においてはε-Cu相、Laves相およびσ相の析出が予測される。しかし、Laves相およびσ相については、長時間時効による析出が確認されており²⁴⁾、ここで認められた析出硬化はε-Cu相によるものと考えられる。また、今回の薄膜試料による観察では炭窒化物はほとんど認められなかった。

3・3 機械的性質

Fig. 7に引張特性に及ぼす残留γ量の影響を示す。残留γ

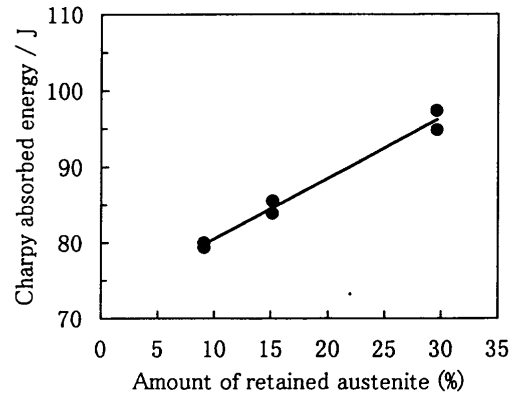


Fig. 8. Influence of amount of retained austenite on Charpy absorbed energy.

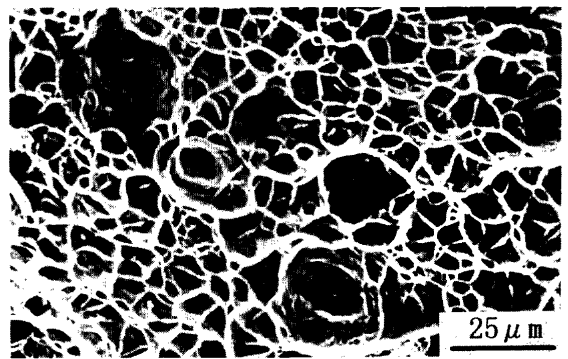


Fig. 9. Fracture surface of the Charpy impact specimen involved about 10% retained austenite.

量の増加に伴い、0.2%耐力および引張強さは直線的に低下し、一方で伸びおよび絞りは直線的に増加していることがわかる。これらの変化は全て最小2乗法により以下のように直線近似される。

$$\begin{aligned}
 0.2\% \text{ Yield Strength (MPa)} &= 1192.3 - 13.6 \times \gamma\% \\
 \text{Tensile Strength (MPa)} &= 1250.1 - 9.3 \times \gamma\% \\
 \text{Elongation (\%)} &= 12.16 + 0.43 \times \gamma\% \\
 \text{Reduction of Area (\%)} &= 64.25 + 0.14 \times \gamma\%
 \end{aligned}$$

試験時においては残留γのα'変態が予測される。この点を検討するため、引張試験後の破断部直下のX線回折を行った。その結果、全ての試料において破断部に残留γが認められず、引張変形時に加工誘起変態したものと判断される。

Fig. 8に吸収エネルギーに及ぼす残留γ量の影響を示す。残留γ量の増加に伴い、吸収エネルギーは単調に増加しており、次式のように直線近似された。

$$\text{Absorbed Energy (J)} = 72.5 + 0.8 \times \gamma\%$$

この衝撃試験においても引張試験と同様、き裂先端の応力集中部では加工誘起α'変態が生じているものと考えられる。

ここで、得られた吸収エネルギーはサブサイズ試験片にもかかわらず、80~100Jと非常に高い。そこで、これらの

破断面を走査型電子顕微鏡により観察した。Fig. 9 にその一例を示す。破断面は延性ディンプル破面であり、ディンプルの底にはアルミナ系介在物がいくつか認められた。他の試料についても同様なディンプル破面が観察され、破面観察において残留 γ 量の影響は明らかでなかった。

4. 考察

4.1 供試材の組成

本研究で用いた供試材の組成は、 α' 系析出硬化型ステンレス鋼の延性、靱性および耐食性の向上を目的に、炭窒化物の低減、 δ フェライト量の低減および残留 γ の導入の3つの方策をもとに決定した。これらを言い換えると、C、N濃度を低く抑えること、Cr当量とNi当量のバランスから圧延後の δ フェライト量を低く抑えること、Ms点を調整することにより固溶化熱処理後に $\sim 30\%$ 程度の残留 γ を残存させることとなる。

C.Servant ら²⁴⁾は PH 17.4 Mo 鋼 (0.05 C - 15.95 Cr - 4.65Ni - 1.24Mo 鋼, Z6 CND 17.04.02) の焼入れおよび焼戻しにおける組織変化について詳細な調査を行っている。この中で PH17.4Mo 鋼は Ms 点が 423K であり、Mf 点は 293K よりわずかに高温であることおよび固溶化熱処理後 18% の δ フェライトが残存することなどが示されている。また、中澤ら²⁾は低炭素 α' 系ステンレス鋼において 0.5 \sim 2.0wt% の Mo 添加が靱性向上をもたらしことを報告している。Mo 添加は耐食性の面からも効果的である。このような背景から PH17.4 Mo 鋼を基準に合金組成を検討することにした。この鋼において C 濃度を低く抑えた場合、 δ フェライト量の増加および Ms 点の上昇が生じる。そこで、これを C 同様 γ 形成および安定化元素である Ni の添加によって抑制し、 δ フェライトの残存を抑え、かつ $\sim 30\%$ 程度の残留 γ が得られる組成とした。 δ フェライトの抑制に関しては種々の状態図^{25,26)}などを参考に、Ms 点の調整については種々の Ms 点予測式²⁷⁻³⁰⁾などを参考に C 濃度の低下による Ms 点の上昇分と Ni 添加による Ms 点の低下分を概算することにより、本供試材の組成 (Table 1) を決定した。

結果論になるが、本供試材において固溶化熱処理後に δ フェライトは残存せず、残留 γ 量は Fig. 3 のように変化した。

4.2 残留 γ の安定化現象

本研究では 2 種類の γ の安定化が観察されている。1 つは Fig. 3 で述べたように、固溶化熱処理時にサブゼロ処理を行ったにもかかわらず、278K 焼入れ保持材と同等の残留 γ が認められ、その量も 10% と多量であったことである。今回の実験では、高温かつ長時間の固溶化熱処理を行っていること、水冷後は直ちに 193K まで冷却していることおよび供試材に含まれる C および N 量が低いことを考慮すると、この γ の残留は、水冷時に導入される 90% 程度の α' により残留 γ が圧縮応力を受けることにより安定化しているものと考え

られる^{19,23,31,32)}。

もう 1 つは室温以上に焼入れ保持した試料において、時効処理後には室温まで冷却されているにもかかわらず、残留 γ 量が減少していないことである。ただし、313K および 333K 焼入れ保持材の固溶化熱処理後の残留 γ 量は測定しておらず、全く変態していないとは断定できない。一般に Ni を含有する α' 鋼を高温で焼戻した際、逆変態 γ が生成し、かつこの γ 中には合金組成より Ni が濃化することが認められている³³⁻³⁶⁾。先に述べたように X 線回折では逆変態は確認されていないが、時効処理により Ni の濃化が生じている可能性は否定できない。そこで、残留 γ 量が約 30% と多い 333K 焼入れ保持材を用いて、 α' と残留 γ の組成分析を行った。分析には電子顕微鏡に装備されている EDS 装置を用い、主要 4 元素 (Fe, Cr, Ni, Mo) を分析し、便宜上それらの合計を 100wt% とした。Cu 元素は α' 中に析出しており、ばらつきが大きくなる可能性があることから除外した。その結果は Table 2 に示すとおり、多少のばらつきはあるものの両者に相違はなく、残留 γ への Ni の濃化は認められなかった。このことから、いわゆる化学安定化は生じていないと判断できる。つまり、ここで観察された安定化現象は、格子欠陥などへの侵入型原子の雰囲気形成^{19,31,32)} や α' の時効硬化による残留 γ の α' 変態の抑制^{32,37)} によるものと考えられる。

4.3 強度-延性および靱性バランスについて

引張試験の結果、引張特性は残留 γ 量に対して直線近似され、加工中に α' 変態が誘発されていることを確認した。ここで、0.2% 耐力は残留 γ の降伏、または応力誘起変態のいずれかにより決まるものと考えられる。つまり、残留 γ 量に対する 0.2% 耐力の負の傾きは、それらに対する残留 γ のサイズ依存性が現れているものと考えられる。一方、引張強さは時効処理により硬化した α' と引張加工により残留 γ から変態した α' の相比によって決定しているものと考えられる。また、この加工誘起 α' の生成が伸びの増加に寄与しているものと考えられる。このことは広義には TRIP 現象^{4,5)} によるものと説明されるが、その有効利用という点では、いわゆる TRIP 鋼などに大きく劣るものである。

強度-延性バランスの指標には T.S. \times E.L. がしばしば用いられる^{38,39)}。その値は残留 γ 量 (約 10, 15, 30%) の増加に伴い、18505, 21091, 24353 (MPa \cdot %) と変化し、残留 γ 量が

Table 2. Chemical compositions of the martensite and the retained austenite phases in the specimen quenched and kept at 333K after solution treatment and aged at 753K for 14.4ks. (wt%)

element	Fe	Cr	Ni	Mo
Martensite phase	72.11	18.42	7.60	1.87
	75.00	16.43	7.63	0.94
	73.20	17.47	7.93	1.40
Retained austenite phase	74.02	16.85	7.85	1.28
	72.87	17.13	7.74	2.26

多いほど強度-延性バランスが優れているといえる。ステンレス鋼の強度-延性バランスについては参考文献¹⁾に詳しくまとめられている。本研究結果をこれと比較すると、ここで得られた強度-延性バランスは加工硬化型 γ 系ステンレス鋼SUS301には劣るものの、 $\gamma+\alpha'$ 超微細2相ステンレス鋼²⁴⁾と同等レベルにあると判断できる。また、優れた延性、靱性を有する低炭素 α' 系ステンレス鋼^{2,3)}とも同等レベルにある。

シャルピー衝撃試験後の破断面は全て延性ディンプル破面であり、靱性に富んでいることを裏付けている。残留 γ 量の増加に伴う吸収エネルギーの向上は強度低下に対応しているとみなされる。また、き裂の進展過程では残留 γ が変態することによりき裂進展の抵抗力として働いていると考えられ、このことも吸収エネルギーの向上に寄与しているものと推察される。今回の試験ではUノッチのサブサイズ試験片を用いたにもかかわらず、非常に高い吸収エネルギーを示した。

以上のことは、析出硬化型ステンレス鋼への残留 γ の導入が延性および靱性向上の有効な手段であるとともに、合金組成の面で低C, N化, Moの適量添加および δ フェライトが残存していないことなどが寄与していることを示していると考えられる。

5. 結言

本研究では1000MPa級の引張強さを有する α' 系析出硬化型ステンレス鋼の延性、靱性および耐食性の向上を念頭に、過去の研究報告を参考にして合金組成(低C, N-1.8Cu-15.9Cr-7.3Ni-1.2Mo-0.08Nb鋼)を決定したうえで、単一の合金組成で固溶化熱処理後の焼入れ保持温度を変化させることにより残留 γ 量を調整し、組織および機械的性質に及ぼす残留 γ の影響とその効果について検討し、以下の結論を得た。

(1) 時効処理(753K×14.4ks)後の組織はラス α' 組織であり、残留 γ はラス間にフィルム状に残存している。時効処理による逆変態 γ の生成は認められない。固溶化熱処理後の焼入れ保持温度は、残留 γ の形態に影響はなく、高温で保持したもほどその量が多く、サイズが大きくなっているのみである。また、析出が予測される ϵ -Cu相は明確に観察されず、非常に微細に析出しているものと考えられる。

(2) 引張およびシャルピー衝撃特性は残留 γ 量に対して直線近似され、その関係は以下の回帰式により表される。

- 0.2% Yield Strength(MPa) = 1192.3 - 13.6 × γ %
- Tensile Strength(MPa) = 1250.1 - 9.3 × γ %
- Elongation(%) = 12.16 + 0.43 × γ %
- Reduction of Area(%) = 64.25 + 0.14 × γ %
- Absorbed Energy(J) = 72.5 + 0.8 × γ %

(3) 強度-延性バランスは残留 γ 量の増加に伴い向上する。それらは加工硬化型 γ 系ステンレス鋼SUS301には劣るものの、 $\gamma+\alpha'$ 超微細2相ステンレス鋼や優れた延性、靱性を有する低炭素 α' 系ステンレス鋼と同等レベルにある。また、破面観察結果や吸収エネルギーの値から靱性レベルも高いものと考えられる。このことは、残留 γ の導入の効果とともに、本供試材の合金組成の有効性を示唆するものと考えられる。

本研究を行うにあたり、有益なご助言を頂いた愛知製鋼(株)横田博史氏に感謝の意を表します。

文 献

- 1) 村田 康, 大橋誠一, 植松美博: 鉄と鋼, **78** (1992), 346.
- 2) 中澤崇徳, 天野雅之, 佐藤雄一, 田所 裕, 大内博史, 井上裕滋, 桜井英夫, 末次和宏: 新日鉄技報, **361** (1996), 36.
- 3) 三代祐嗣, 楠原裕司, 木村達己, 岡 裕, 鴨井紀之, 村松裕之: 材料とプロセス, **5** (1992), 829.
- 4) 牧 正志: 日本金属学会会報, **27** (1988), 623.
- 5) 牧 正志: 第29・30回白石記念講座, 日本鉄鋼協会編, 東京, (1995), 65.
- 6) 柴田浩司: 鉄鋼の高強度化の最前線, 日本鉄鋼協会編, 東京, (1995), 127.
- 7) 須藤 一: 日本金属学会会報, **14** (1975), 681.
- 8) 栗林一彦, 安野拓也: 材料とプロセス, **8** (1995), 516.
- 9) 友田 陽: 材料とプロセス, **8** (1995), 544.
- 10) D.Webster: Trans.Am. Soc. Met., **61** (1968), 816.
- 11) D.Webster: Metall. Mater. Trans., **2** (1971), 2097.
- 12) 池田裕樹, 磯本辰郎, 岸本耕司: 山陽特殊鋼技報, **3** (1996), 39.
- 13) W.M.Garrison, Jr.: Mater.Sci.Eng., **A149** (1991), 65.
- 14) B.Sundman, B.Jansson and J.O.Andersson: Calphad, **9** (1985), 153.
- 15) ステンレス鋼便覧(第3版), ステンレス協会編, 日刊工業新聞社, 東京, (1995), 1472.
- 16) M.Hillert and C.Qiu: Metall.Trans.A, **21A** (1990), 1673.
- 17) M.J.Dickson: J.Appl.Cryst., **2** (1969), 176.
- 18) JIS, Z 2201; 2202; 2241; 2242.
- 19) 西山善次: マルテンサイト変態基本編, 丸善, 東京, (1971), 16; 219.
- 20) B.V.Narasimha Rao: Metall.Trans.A, **10A** (1979), 645.
- 21) Y.Katz, H.Mathias and S.Nadiv: Metall.Trans.A, **14A** (1983), 801.
- 22) B.P.J.Sandvik and C.M.Wayman: Metall.Trans.A, **14A** (1983), 809.
- 23) 牧 正志, 田村今男: 鉄と鋼, **67** (1981), 852.
- 24) C.Servant, El H.Gherbi and G.Cizeron: J.Mater.Sci., **22** (1987), 2297.
- 25) W.T.DeLONG: Metal Prog., **77** (1960), 98.
- 26) L.Pryce and K.W.Andrews: J.Iron Steel Inst., **195** (1960), 415.
- 27) 今井勇之進, 増本 健: 日本金属学会会報, **3** (1964), 581.
- 28) K.Ishida: J.Alloys and Compounds, **220** (1995), 126.
- 29) C.Y.Kung and J.J.Rayment: Metall.Trans.A, **13A** (1982), 328.
- 30) E.B.Pickering: Stainless Steel'84, The Inst. of Metals, London, (1984), 2.
- 31) 柴田浩司: 熱処理, **32** (1992), 2.
- 32) 津崎兼彰, 牧 正志: 熱処理, **32** (1992), 10.
- 33) P.P.Sinha, D.Sivakumar, N.S.Babu, K.T.Tharian and A.Natarajan: Steel Res., **66** (1995), 490.
- 34) 井川 孝, 武本敏彦, 植松美博, 星野和夫: 鉄と鋼, **79** (1993), 996.
- 35) 磯部 晋, 岡部道生: 電気製鋼, **54** (1983), 253.
- 36) W.Sha, A.Cerezo and G.D.W.Smith: Metall.Trans.A, **24A** (1993), 1221.
- 37) 須藤 一, 山形建男: 日本金属学会誌, **34** (1970), 968.
- 38) 伊丹 淳, 潮田浩作: 鉄鋼の高強度化と信頼性向上, 日本鉄鋼協会編, 東京, (1997), 98.
- 39) 杉本公一, 白井登, 小林光征, 橋本俊一: 鉄と鋼, **78** (1992), 1480.