

文 献

- 1) 河部, 沼田, 中川: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 729
- 2) 依田, 吉田, 小池: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 982
- 3) 中川, 乙黒: 鉄と鋼, 47 (1961), p. 1169
- 4) 河部, 中川: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 605

(158) 高窒素 25%Cr-28%Ni 耐熱鋼
 の高温時効による組織変化

(高窒素 25%Cr オーステナイト耐熱鋼に関する研究—Ⅳ)

東京工業大学 工博 田 中 良 平
 日本鋼管 ○ 篠 田 隆 之

Structural Changes Due to High-Temperature Ageing of High-Nitrogen 25%Cr-28%Ni Heat-Resisting Steels.

(Studies on high-nitrogen 25%Cr austenitic heat-resisting steels—Ⅳ)

Dr. Ryohei TANAKA and Takayuki SHINODA.

1. 緒 言

25%Cr-20%Ni オーステナイト耐熱鋼は JIS にも取り入れられ広く使用されているが, Cr 含有量が多いため高温で長時間使用するとσ相を生じ, 機械的性質を劣化する. このσ相の生成を防ぐには 25%Cr に対し Ni を 28% 程度に高めることが必要である. そこで筆者の一人¹⁾²⁾は 25%Cr-28%Ni を基本組成とする高級耐熱鋼の開発を考え, とくにこの種の鋼に高圧窒素中溶解法を適用し高濃度の窒素を含有せしめてその高温特性を高めようと試みた. その結果, 窒素のみではクリーブ破断強度の増加はそれほど顕著でなく, 窒素とともに約 2% の Mo あるいは Nb を添加してはじめてすぐれた抗クリーブ性が得られることを報告した. これはこの種の高窒素鋼が組織的に不安定であつて高温時効により容易に窒化物を析出するのに対し, Mo や Nb はそれ自身素地の強化に役立つのみでなく, 窒化物の析出を著るしく遅滞させるためと考えられる. そこで高温強度を一層高めるために Mo 添加量を 6% まで増加して窒素と共存せしめ, 諸性質におよぼす Mo および窒素の影響を研究したが, 本報では高温時効による組織変化などについて述べる.

2. 試料および実験方法

溶解原料および試料の溶製方法は既報^{1)~3)}と同様であるから省略する. Table 1 は溶製された試料の化学組成を示す. この表のうち, 上部の 5 鋼種は単純時効用に, また下部の 3 鋼種は応力時効用に使用した.

鋼塊はいずれも約 5kg で, これらは 950°~1200°C で鍛伸し, 20~15mm φ として以下の実験に供した. 溶体化処理温度は単純時効用試片に対しては 1100°C, 1150°C, 1200°C, 1250°C の 4 種類をとつて溶体化温度の影響も併わせて検討した. また応力時効用試片に対しては 1200°C のみとした. 各温度の保持時間は 1hr としその後水冷した. 単純時効における時効温度は 700°, 800° および 900°C, 応力時効は 700°C のみ行なつた. 組織の観察には顕微鏡および電顕を併用し, また析出物は 10%塩酸メタノール溶解中で電解抽出して X線回折および化学分析を行なつた.

3. 実験結果と考察

3.1 溶体化処理

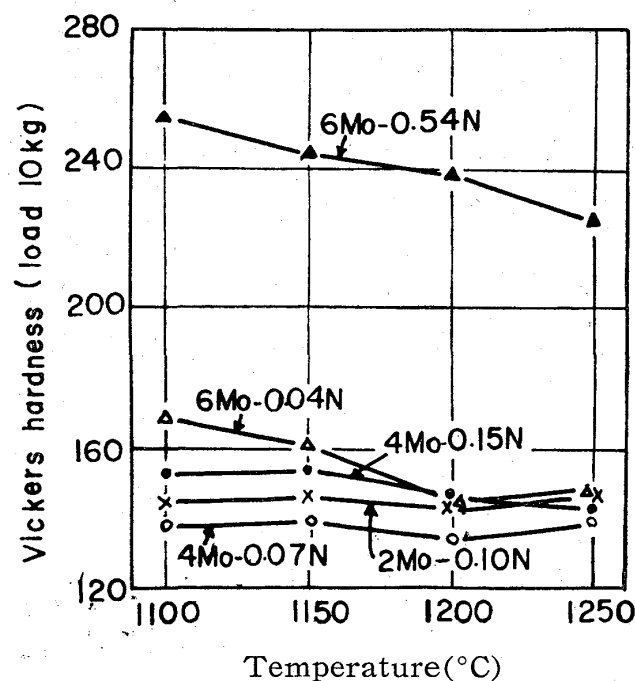


Fig. 1. Effect of solution temperature on hardness of 25% Cr-28% steels. (Holding time at each temperature: 1hr 1200)

Table 1. Chemical composition of the steels used. (%)

Mark	Melting atmosphere	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	N		
								Sol.	Insol.	Total
2Mo-0.10N	0.8 atm N ₂	0.011	1.38	0.19	28.98	23.65	1.63	0.098	0.007	0.105
4Mo-0.07N	0.8 atm N ₂	0.004	1.36	0.10	29.19	24.10	3.67	0.062	0.007	0.069
4Mo-0.15N	10 atm N ₂	0.009	1.33	0.16	28.06	23.69	4.22	0.146	tr.	0.146
6Mo-0.04N	0.8 atm N ₂	0.008	1.37	0.16	27.78	24.38	5.78	0.037	0.003	0.040
6Mo-0.54N	10 atm N ₂	0.004	1.34	0.12	28.30	23.69	5.95	0.533	0.010	0.543
2Mo-0.17N	0.8 atm N ₂	0.006	1.36	0.25	27.68	24.19	2.00	0.165	0.003	0.168
4Mo-0.17N	0.8 atm N ₂	0.006	1.34	0.23	27.72	24.48	3.84	0.171	0.001	0.172
6Mo-0.17N	9 atm N ₂	0.012	1.49	0.25	27.80	23.90	5.85	0.164	0.001	0.165

Table 2. Recrystallization temperature determined by the hardness change due to tempering of 30 % cold-rolled steels.

Mark	Solution temperature (°C)			
	1100	1150	1200	1250
2Mo-0.10N	825	815	820	815
4Mo-0.07N	855	860	860	855
4Mo-0.15N	865	850	850	850

各温度での溶体化処理後の硬さを Fig. 1 に示した。

Mo 量の多いものは溶体化温度の上昇につれて結晶粒の粗大化が顕著となる。また多量の窒素を含む鋼では溶体化温度が低いと未溶解窒化物が残存し、この窒化物は 1200°C 以上で急激に減少する。1100°C 溶体化の場合について、硬さと Mo および窒素含有量との関係は、

$$H_V = 131.8 + 178.1 \times N(\%) + 5.3 \times Mo(\%)$$

で表わされ、溶体化硬度に対する鋼中の窒素含有量の影響は Mo にくらべて著しく大きい。

3.2 再結晶挙動

溶体化処理後、常温で 30% の圧延加工を施した各試片を各温度に 1hr ずつ焼戻して硬さの変化をしらべた。それらの焼戻硬度曲線から、各鋼それぞれについて 30% 圧延硬度と溶体化硬度とのちょうど中間の硬さにまで軟化する温度をもつて再結晶温度とし、Table 2 に示した。

これらの結果から、この種の鋼の再結晶温度は Mo 量の増加によつてかなり上昇するが、窒素の影響はほとんどみられず、また溶体化温度による相違も明らかには認められない。

3.3 単純時効

Fig. 2 は 1200°C 溶体化のものについて各時効温度ごとに硬さの変化を示したものである。2Mo-0.10N 鋼は硬さの変化はとくにみられないが、組織では粒界に沿って析出物が現われる。4Mo-0.15N 鋼は 800°C 長時間時効で硬化する。6Mo-0.04N 鋼は Mo が多いため σ 相の析出が促進され、700°C 1000hr でこれが認められるようになる。6Mo-0.54N 鋼は Cr₂N および CrN の析出をみるが、いずれも硬さにはあまり影響しない。

概して低窒素鋼で σ 相の析出がみられ、高窒素鋼ではクロム窒化物が現われる。そして σ 相は主として粒内に Widmanstätten 状に析出してかなりの硬化をもたらすが、窒化物は粒界に沿って大きく発達して Widmanstätten 状の析出形態をとらず、硬さにもあまり変化が認められない。

析出の速度は溶体化温度および時効温度によつてかなりの遅速が認められた。

3.4 応力時効

Table 1 の下段に示した窒素量はほぼ一定 (約 0.17%) で Mo 量だけ異なっている 3 鋼種について、8 kg/mm² の応力下で 700°C において時効させたときの硬さと組織の変化をしらべた。Fig. 3

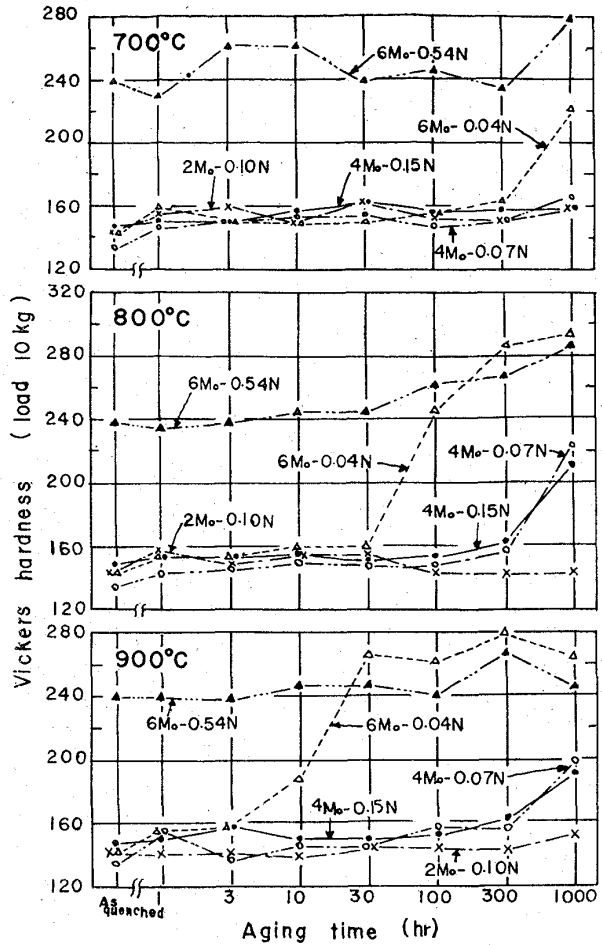


Fig. 2. Hardness changes of the 25%Cr-28%Ni austenitic steels due to aging at the temperatures indicated in figures. (Solution treatment: 1200°C × 1hr W.Q.)

は硬さ変化を示したもので、2Mo-0.17N 鋼および 4Mo-0.17N 鋼は 1000hr まで保持しても硬さにはみるべき変化が現われていない。組織でも粒界にわずかな析出をみるのみであり、4Mo-0.15N 鋼の 700°C 単純時効の

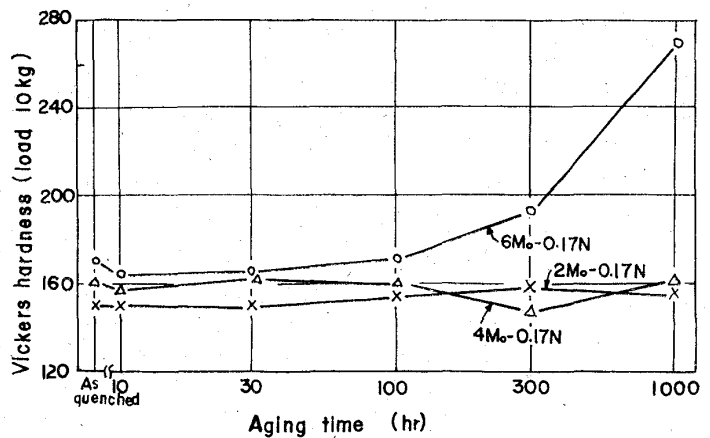


Fig. 3. Hardness changes of 25%Cr-28%Ni austenitic steels due to aging at 700°C under a tensile stress of 8 kg/mm². (Solution treatment: 1200°C × 1hr W.Q.)

669.14.018.44: 669.15'24'26'786-194.56
 : 669.28: 669.786: 539.434

Table 3. Results of X-ray analysis of electrolytical residues.

Mark	As solution treated	Ageing temperature (°C)	Ageing time (hr)						
			1	3	10	30	100	300	1000
2Mo-0.10N		700		○	○	○	○ ●	○ ●	○ ●
4Mo-0.07N		700 800		●	●	●	●	●	●
4Mo-0.15N		700 800		○	○ ●	○ ●	○ ●	○ ●	○ ●
6Mo-0.04N		700 800		●	●	●	●	●	●
6Mo-0.54N	○	700 800	○ ○	○ ○	○ ○	○ ○	○ ● ○ ●	○ ● ○ ●	○ ○
2Mo-0.17N*	○	700	—	—	○	○	○ ●	○ ●	○ ●
4Mo-0.17N*	○	700	—	—	○	○ ●	○ ●	○ ●	○ ●
6Mo-0.17N*	○	700	—	—	○	○ ●	○ ●	○ ●	○ ●

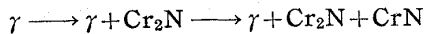
* Aged under a tensile stress of 8 kg/mm². ○: Cr₂N. ●: CrN. ●: σ phase.

場合とはほぼ同様の傾向が認められ、8 kg/mm² 程度の応力では析出がとくに早められる様子はみられなかつた。しかし 6Mo-0.17N 鋼では 100hr 以後で顕著な硬化が現われ、応力によつて σ 相の析出がかなり促進されるものようである。

3.5 電解分離による析出物の同定

単純時効および応力時効試料の電解残渣を X 線解析し、その結果を Table 3 に示した。この表からつぎのことが知られる。

- (1) 低窒素鋼では σ 相の析出と同時にわずかではあるがクロム窒化物の析出があり、高窒素鋼は σ 相が生成せずクロム窒化物のみ析出する。
- (2) Cr₂N は 700°C でも容易に析出するが、CrN は比較的高い温度でのみ析出する。
- (3) 窒化物の生成過程はつぎのように表わすことができる。



- (4) 応力によつて σ 相の生成は促進される。

4. 結 言

25% Cr-28% Ni オーステナイト耐熱鋼の高温時効による組織変化をしらべ、Mo および N 量ならびに溶体化温度の影響を検討した。その結果を要約すると、

- (1) 高窒素鋼では高温時効により主としてクロム窒化物が粒界に析出するけれども、硬さはあまり増加しない。低窒素鋼では粒内に σ 相が Widmanstätten 状に析出してかなりの硬化をもたらす。
- (2) 析出の速度は溶体化温度および時効温度によつてかなりの遅速が認められる。
- (3) Mo は基質を強化して再結晶温度を高めるが、σ 相の析出を促進する。
- (4) 応力下で時効させても低 Mo 鋼での窒化物析出にはあまり影響が現われないが、高 Mo 鋼の σ 相析出は

促進される。

文 献

- 1) 岡本, 田中, 藤本: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 1802
- 2) 岡本, 田中, 藤本: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 613
- 3) 岡本, 田中, 深海: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 1565

(159) 高窒素 25% Cr-28% Ni 耐熱鋼の高温強度におよぼす Mo と窒素の影響

(高窒素 25%Cr オーステナイト耐熱鋼に関する研究—V)

東京工業大学 工博 田中良平
 日本鋼管 〇篠田隆之

Effect of Molybdenum and Nitrogen on High-Temperature Strength of High-Nitrogen 25%Cr-28%Ni Heat-Resisting Steels.

(Studies on high-nitrogen 25%Cr austenitic heat-resisting steels—V)

Dr. Ryohei TANAKA and Takayuki SHINODA.

1. 緒 言

25% Cr-28% Ni オーステナイト耐熱鋼に 6% までの Mo を添加して窒素と共存せしめた 5 種類の鋼について、高温クリープラプチャー試験を実施し、この種の鋼の高温特性に対する Mo および窒素の影響ならびに溶体化処理温度の影響をしらべるとともに、前報¹⁾で述べた組織変化との関連性を検討した。