

- 19) V. V. LEVITIN: Fizika Metall, 10 (1960) 2, p. 294
- 20) R. M. GOLDHOFF and J. W. SPRETNAK: J. Metals, 9 (1957) 10, p. 1278
- 21) 今井: 鉄と鋼, 51 (1965) 13, p. 2336
- 22) J. POMEY: Rev. Metall., 47 (1950), p. 637, p. 727
- 23) E. HOUDREMONT: "Handbuch der Sonderstahlkunde", Bd. I (1956), p. 338, [Springer-Verlag]
- 24) 田中, 鈴木: 学振第 123 委員会報告, 8 (1967) 3, p. 435
- 25) 岡本, 田中, 藤本: 学振第 123 委員会報告, 3 (1962) 1, p. 1
- 26) H. WIEGAND and M. DORUK: Arch. Eisenhüttenw., 33 (1962) 8, p. 559
- 27) F. N. RHINES, W. E. BOND and M. A. KISSEL: Trans. Amer. Soc. Metals, 48 (1956), p. 913
- 28) 加藤: 日本金属学会誌, 30 (1966) 6, p. 546
- 29) A. MERCIER and J. HOCHMANN: Rev. Metall., 59 (1962), p. 651
- 30) G. HENRY, A. MERCIER, J. PLATEAU and J. HOCHMANN: Rev. Metall., 60 (1963), p. 1221
- 31) 門間, 須藤, 早乙女, 根本: 日本金属学会誌, 29 (1965) 2, p. 191
- 32) 門間, 須藤, 小北: 日本金属学会誌, 29 (1965) 10, p. 941
- 33) J. M. HOPKIN: J. Iron Steel Inst., 203 (1965) 6, p. 583
- 34) J. D. BAIRD: J. Iron Steel Inst., 205 (1967) 7, p. 718
- 35) H. J. BEATTIE and F. L. VERSNYDER: Trans. Amer. Soc. Metals, 45 (1953), p. 397
- 36) R. W. GUARD: "Mechanical Behaviour of Materials at Elevated Temperature", (1961), p. 270, [McGraw-Hill]
- 37) R. L. FULLMAN: Trans. AIME, 197 (1953) 3, p. 447

25Cr-20Ni 耐熱鋼の高温強度におよぼす窒素と炭素の影響*

田中良平**・鈴木功夫***

The Effect of Nitrogen and Carbon on the High-Temperature Strength of 25Cr-20Ni Heat-Resisting Steel

Ryohei TANAKA and Isao SUZUKI

Synopsis:

The effect of addition of nitrogen up to 0.66%, of carbon up to 0.20%, and of nitrogen plus carbon on the creep rupture strength of 25Cr-20Ni heat-resisting steel was studied, and some strengthening mechanisms in this kind of steel due to the addition of nitrogen and carbon were discussed. The stress rupture strength of the steels at 700°C was improved remarkably with increasing amount of nitrogen up to 0.36%, above which the strength decreased due probably to a discontinuous precipitation of Cr₂N. Further improvement of the strength was obtained by combined addition of carbon and nitrogen, while the improvement with addition of carbon only was very small relative to that of nitrogen. It was deduced from the results that strengthening with addition of nitrogen may be attributed mainly to an action similar to the I-S effect (chemical interaction between interstitial atoms and substitutional atoms), which had been proposed for low alloy heat-resisting steels, and to the SUZUKI's effect, and in the case of addition of nitrogen plus carbon, dispersion hardening with carbide M₂₃C₆, in addition to above two mechanisms, may become also to effective, since coagulation of the carbide retard by the coexisting nitrogen.

(Received 15 Dec. 1967)

1. 緒 言

筆者らはさきに 25%Cr-28%Ni を基本組成とする高級耐熱鋼の開発を企図し、とくにこの種の鋼に高圧窒素中溶解法¹⁾を適用して高濃度の窒素を含有せしめ、その高温特性を向上させようと試みた^{2)~4)}。そのさいの28%という Ni 含有量は通常の 25Cr-20Ni 鋼のσ相生成を

防ぐために、20%Ni を 8% 増加させたものであるが、窒素を多量に含有せしめる場合は、その窒素によつてσ生成が抑制される^{5)~7)}ので、Mo その他のσ相生成を促

* 昭和42年10月本会講演大会にて発表

昭和42年12月15日受付

** 東京工業大学 工博

*** 富士製鉄(株)室蘭製鉄所

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

Mark	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N
0N0C	0.002	0.48	1.35	0.006	0.008	25.20	20.19	0.001
07N0C	0.002	0.87	1.47	0.006	0.006	25.56	20.15	0.072
17N0C	0.002	0.90	1.38	0.006	0.009	25.56	20.19	0.169
36N0C	0.002	0.98	2.46	0.001	0.010	25.24	19.50	0.363
66N0C	0.001	0.88	2.28	0.001	0.009	25.52	19.98	0.663
0N05C	0.051	0.86	1.50	0.007	0.009	25.38	20.15	0.010
0N20C	0.195	0.85	1.44	0.008	0.007	25.56	20.10	0.008
12N06C	0.058	0.89	1.42	0.007	0.007	25.84	20.00	0.115
18N06C	0.061	0.86	1.50	0.008	0.009	25.56	20.00	0.182
20N06C	0.057	0.82	1.50	0.007	0.009	25.60	20.00	0.195
27N06C	0.053	0.88	1.48	0.006	0.009	25.56	20.19	0.269

進する合金元素を多量に添加するのでなければ、必ずしも Ni 量を 28% に増加させる必要はないと考えられる。また 25Cr-20Ni 鋼はステンレス鋼および耐熱鋼としてかなり広く実用されている鋼種であるが、この鋼に対する高濃度の窒素の影響についてはこれまでにほとんど研究発表をみない。そこで本研究ではこの 25Cr-20Ni 鋼に高圧窒素中溶解法を利用して約 0.66% までの N を含有せしめ、その高温強度におよぼす窒素量の影響をしらべるとともに、C の単独添加および C と N の組合わせ添加の場合の高温強度と比較し、さらに組織との関連について若干の検討を試みた。

2. 試料および実験方法

高圧溶解炉およびこれによる溶解方法の詳細についてはすでに報告したので、ここには省略する。

溶解原料としては電解 Fe、電解 Cr、電解 Ni、電解 Mn、単体 Si、および木炭銑を用い、前記溶解炉で 1 回約 5 kg ずつ溶製した。N、C を全く添加しない鋼種は真空中で、また N 添加の場合はその添加量に応じて雰囲気 N₂ 圧力を変えて溶解鑄造を行なった。一方、C 単独添加材は約 0.3 atm のアルゴン雰囲気中で溶製した。

各鋼塊は約 15 mm 角まで熱間鍛伸し、その後さらに必要に応じて若干の熱間圧延をほどこして以下の実験に供した。Table 1 は各試料の化学分析の結果を示す。記号は N%、および C% の小数点以下 2 桁の数字を用いて示してある。36N0C および 66N0C の 2 鋼種は N 濃度が高く、鍛造がやや困難であつたため、Mn を 2.5% 配合し、その他はすべて 1.5% Mn を配合した。

C 添加試料としては 0.05~0.06% C の鋼は JIS の SUS 42 に、また 0.20% C の鋼は SUH 33 に相当するものであり、N 添加の場合と比較するため溶製した。また C を通常の 0.05~0.06% に一定して N を増加させ

た N+C 系列 4 鋼種も溶製し、N と C の共存による影響を検討するのに利用した。

3. 実験結果

3.1 溶体化処理

各試料の溶体化温度と硬さとの関係を Fig. 1 に示す。66N0C および 0N20C の 2 鋼種を除いて、ほかはすべて 1,150°C 以上ではもはや硬さはほとんど変化せず、組織的にも 1150°C で溶体化はほぼ十分と考えられた。0N20C は光顕組織では 1200°C ではほぼ溶体化されているようにみられたが、後述の X 線による格子定数測定の結果から、1200°C × 1hr ではなお若干の未溶炭化物が残存すると推定され、硬さの上でも Fig. 1 にみるように 1250°C でやや急減するのがわかる。また 66N0C は 1200°C ではなお明らかに未溶解窒化物が残っており、1300°C ではほぼ完全に固溶するようである。

このように、N および C の含有量によつて溶体化に必要な温度は異なるが、以下の実験では便宜上、全試料につき溶体化処理を 1200°C × 1hr 加熱水冷に一定した。

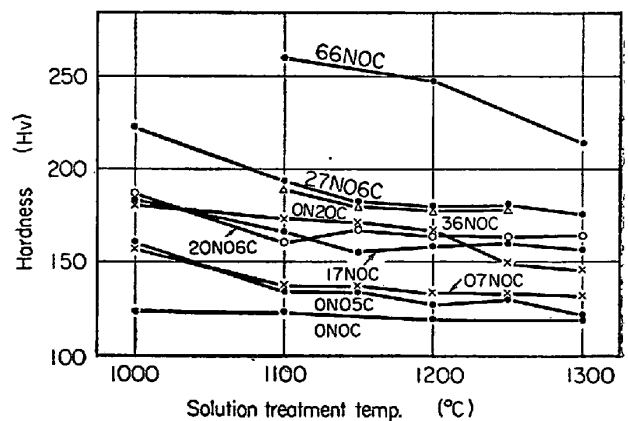


Fig. 1. Effect of solution temperature on hardness of 25Cr-20Ni steels. (Holding time at each temperature: 1hr)

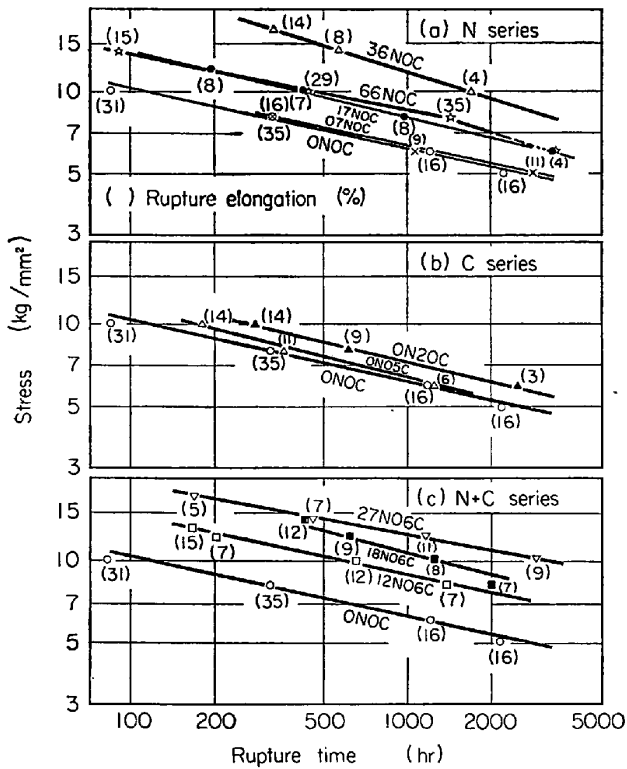


Fig. 2. Stress rupture curves of the 25Cr-20Ni steels at 700°C. (Solution treatment : 1200 °C 1hr W. Q.)

3.2 クリープ破断試験結果

平行部直径 6 mm の試験片を用いて 700°C および 800°C で約 3000hr 程度までのクリープ破断試験を行なった。

3.2.1 700°C クリープ破断試験結果

700°C での試験結果を Fig. 2 に示す。同図(a)のN系列の結果では、0.07%程度の少量のNはほとんど破断強度を改善する傾向を示さないが、0.17%Nではかなりの抗クリープ性の増加が認められ、0.36%Nで最高の強度を与える。しかし、0.66%NのようにN量が多くなるとかえって強度は低下し、0.17%Nと同程度となる。

Fig. 2 (b)はC系列の結果で、0.05%程度のCを添加した場合、短時間側の破断強さはやや増加するようにもみえるが、1000hr 付近では 0N0C とほとんど同一の強度を示し、伸びは著しく減少する。0.2%のCを添加した 0N20C では 1000hr 破断強度で、0N0C の 6.2 kg/mm² から 7.3 kg/mm² へと約 1 kg/mm² 増加しているが、やはり長時間側での伸びの減少が著しい。

Fig. 2 (c)のN+C系列ではNの増加に伴う破断強さの上昇は顕著であり、1000hr 破断強さは 12N06C で 8.6 kg/mm²、18N06C で 10.5 kg/mm²、また27N06C で 12.2 kg/mm² に達する。また長時間側の伸びの減少

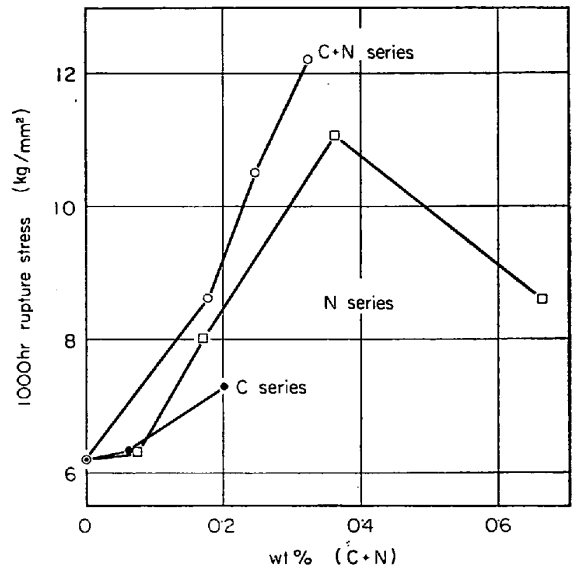


Fig. 3. Effect of carbon and nitrogen contents on 1000hr rupture stress of 25Cr-20Ni steels at 700°C.

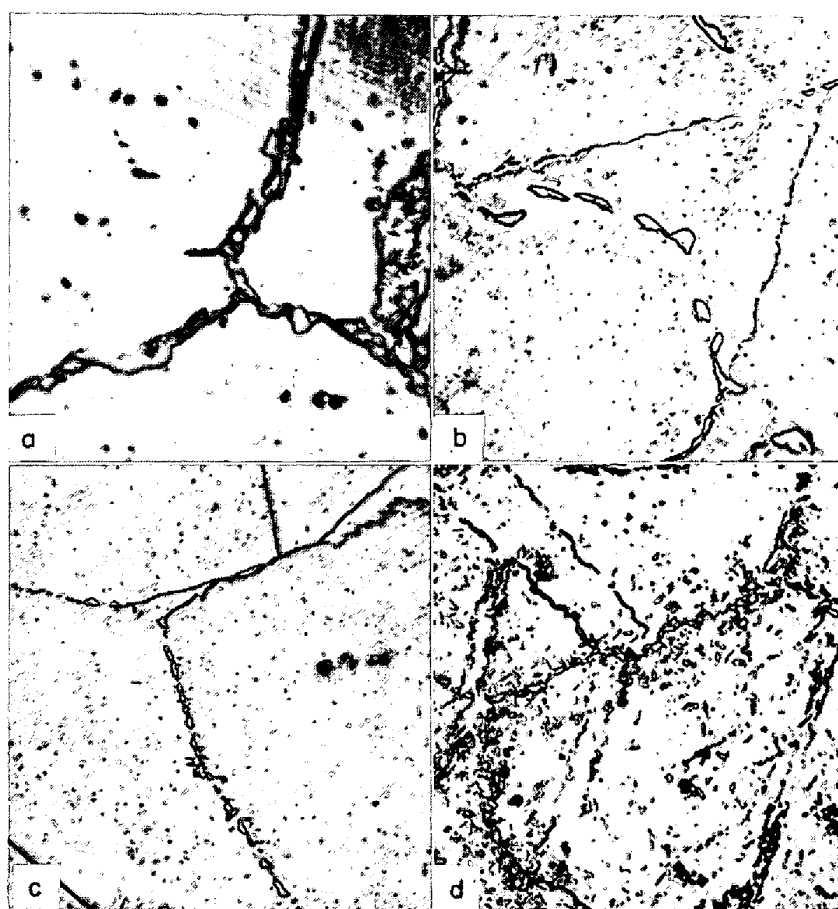
も比較的少ない。

以上の各試料の実験結果から 1000hr 破断強さを求めて (C+N) % に対して図示したのが Fig. 3 である。この図から明らかなように、(C+N) < 0.04% の範囲ではNに 0.06% 程度のCを組合わせた材料がもつとも強く、ついでN単独添加材がこれに次ぎ、Cのみの添加による強化作用はNにくらべて著しく小さいことがわかる。

以上のほか、上記のクリープ破断試験中の試験片の伸びを 1/100 mm のダイヤルゲージを用いて pull rod 間で測定し、最小クリープ速度の概略値を求めて検討した。破断強さの場合とやや異なり、07N0C、0N05Cのような少量のN、Cを添加しただけでも、0N0Cにくらべてかなりクリープ速度は小さくなるが、概してFig. 5の結果とよく対応し、27N06C は実験したすべての試料中もつともクリープ速度が小さい。ただしこの鋼種も低応力長時間側では強化の程度がやや小さくなる傾向が認められた。

2, 3 の試料のクリープ破断後の組織を Photo. 1 に示す。17N0C では粒界に σ 相と思われる粗大な析出物が認められるほか、素地中に少数ながら Cr₂N と考えられる粒子も点在し、0N20C では粒界に Cr₂₃C₆ と思われる炭化物が著しく粗大に析出している。12N06C では粒界の析出物はやや小さく、粒内の析出物はさらに微細であり、27N06C でも析出物量はかなり増加しているが、概してC+N系列の析出状態はCおよびNの単独添加材にくらべて著しく微細である。

3.2.2 800°C クリープ破断試験結果



×400 (0/0)

- (a) 17N0C ruptured after 956hr under 8.0kg/mm² of stress
 (b) 0N20C ruptured after 2458hr under 6.0kg/mm² of stress
 (c) 12N06C ruptured after 1392hr under 8.0kg/mm² of stress
 (d) 27N06C ruptured after 2987hr under 10.0kg/mm² of stress

Photo. 1. Microstructures of 25Cr-20Ni steels stress-ruptured at 700°C. (electrolytically etched by 10% oxalic acid)

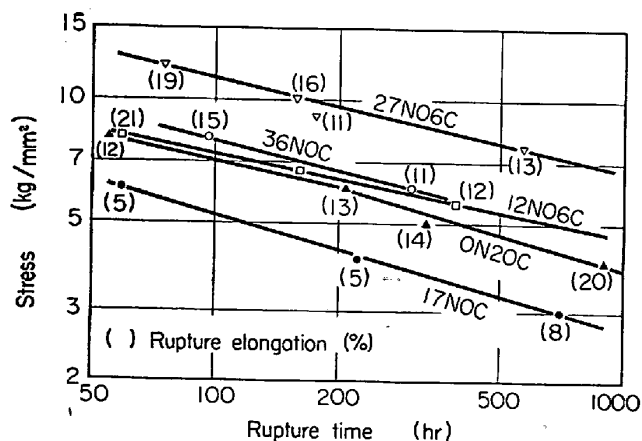


Fig. 4. Stress rupture curves of the 25Cr-20Ni steels at 800°C. (Solution treatment: 1200°C 1hr W. Q.)

主な試料の 800°C 試験の結果を Fig. 4 に示す。27N06C は 800°C でももつとも強く 1000hr 強度は 6.5 kg/mm²である。N 単独添加材の強度はかなり低く、

17N0C は 1000hr 強度がわずかに 2.5 kg/mm² で 0N20C よりも弱く、また 36N0C は 4.4 kg/mm² で 0N20C よりわずかに強い程度である。これらの関係は最小クリープ速度の測定結果ともよく対応している。

Table 2 は代表的 5 鋼種について 700°C と 800°C の 1000hr 破断強度を比較したもので、800°C 1000hr 強度(B)と 700°C 1000hr 強度(A)との比をとると、C 単独添加および C+N 組合わせ添加ではこの比がいずれも 0.5 強となるのに対し、N 単独添加ではかなり低い値となり、高温での強度低下がやや大きいことがわかる。しかし C+N 組合わせ添加ではその強度低下が少なく、高温でもすぐれたクリープ特性を有している。

3.3 高温時効による組織変化

前節で述べたように、N と C とを組合わせ添加した鋼は 700°C でも 800°C でもかなりすぐれた強度を有するのに対し、N 単独添加では 700°C でこそ N+C 組合わせ添加材に近い強さを示すが、800°C では強度低下がやや大きいことを知った。そこで高温強度に対する C と N のこのような効果を組織と関連させて考察するために、700~900°C での単純時効による組織と硬さの変化を調べるとともに、電解抽出残査

の X 線回折による同定、素地オーステナイトの格子定数測定による固溶 N および C 量の推定などを行なった。

700°C と 800°C での時効による硬さの変化を Fig. 5 に、また代表的な組織を Photo. 2 および 3 に示した。時効硬さでは、高 N の 36N0C と 66N0C が両温度とも時効初期に少しく硬化し、その後はあまり変わらず、66N06C ではむしろ少しく軟化の傾向が認められる。その他の試料はいずれも約 2200hr までの時効によつて

Table 2. 1000 hr creep rupture strength (kg/mm²) of the 25Cr-20Ni steels.

Mark	700°C (A)	800°C (B)	B/A
17N0C	7.9	2.5	0.32
36N0C	11.1	4.4	0.40
0N20C	7.3	3.8	0.52
12N06C	8.6	4.5	0.52
27N06C	12.2	6.5	0.53

ほとんど硬さの変化がみられないか、あるいは長時間側でわずかな硬化を示すのみである。

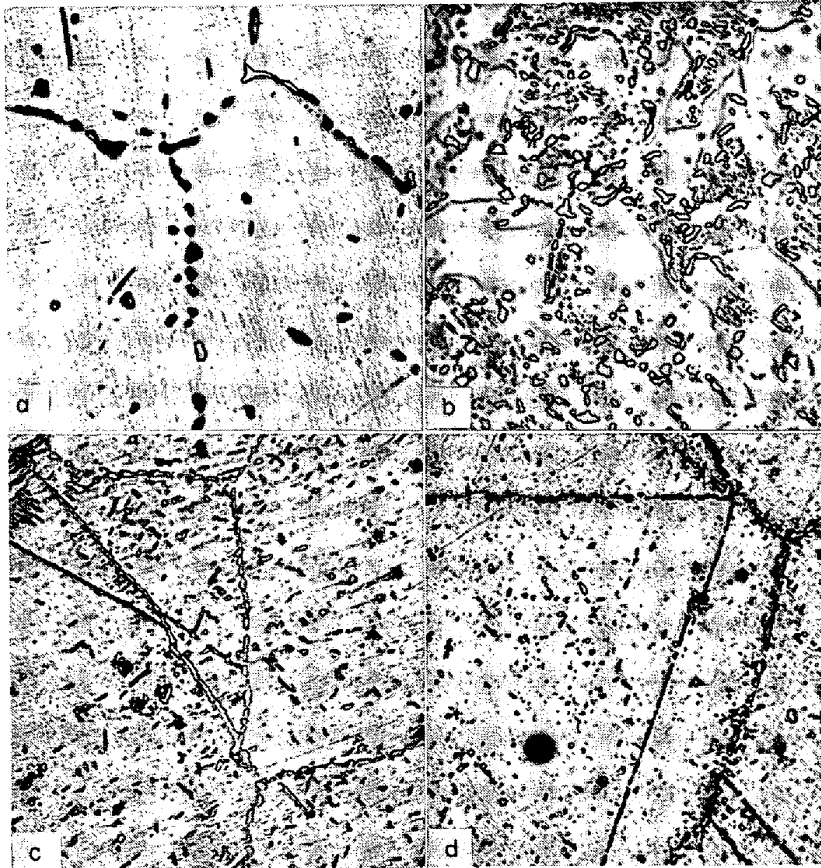
Table 3 は 700°C で時効した主な試料の 10% 塩酸メタノール溶液による電解残査について行なつた X 線回折による同定結果である。

17N0C は Photo. 2 (a) のように時効による析出物量は比較的少なく、電解残査では 1000hr で初めて Cr_2N を認めたが、2187hr の組織では σ 相も現われている。66N0C は 1200°C 1 hr の溶体化で未固溶の Cr_2N が残存し、さらに時効処理により Cr_2N が粒界反応的な析出を示すが、長時間後では Photo. 2 (b) のように凝集して粗大化する。高 N 鋼はこのような析出の速やかな進行により、強化に寄与すべき素地中の N が急速に減少してクリープ速度を早めるとともに、粒界反応部分と未反応部分との境界に空孔が集積しやすく、亀裂発生を促進して第 3 次クリープへの移行を早め、破断寿命が短くなるものと推測される。しかし、中程度の N を含む 36N0C では Photo. 3 にみるように粒界反応も顕著でなく、粒界に連なつた Cr_2N が認められると同時に粒内にもかなり多数の微細な分散析出物が現われ、これらの粒内析出物がオーステナイト中に残存する固溶 N とともにクリープ強度の改善に寄与していると思われる。

0N20C や 20N06C (Photo. 2 (c)(d)) では 66N0C にくらべて析出物の凝集が遅く、とくに N + C 組み合わせ添加の試料にその傾向が著しい。

Photo. 4 は代表的な抽出レプリカ写真を示したもので、制限視野電子回折により、0N20C の粗大析出物は Cr_{23}C_6 、また 17N0C では Cr_2N と同定され、残査の X 線回折結果と一致した。20N06C では粗大な析出物は Cr_{23}C_6 と同定されたが、そのほかに針状の析出物と、きわめて微細な析出物らしきものが素地中に認められる。前者は行俊⁸⁾が 18-8 Ti 鋼で Cr_3C_2 と報告している針状晶とその形態が似ており、また後者は Cr_2N ではないかと考えられるが、いずれも明瞭な回折パターンが得られず確認できなかった。

この C + N 組み合わせ添加材に現われる析出物については、Table 3 に示した 18N06C の残査の同定結果から明らかなように、



×400 (0/0)

(a) 17N0C (b) 66N0C (c) 0N20C (d) 20N06C

Photo. 2. Microstructures of 25Cr-20Ni steels aged for 2187hr at 700°C. (electrolytically etched by 10% oxalic acid)

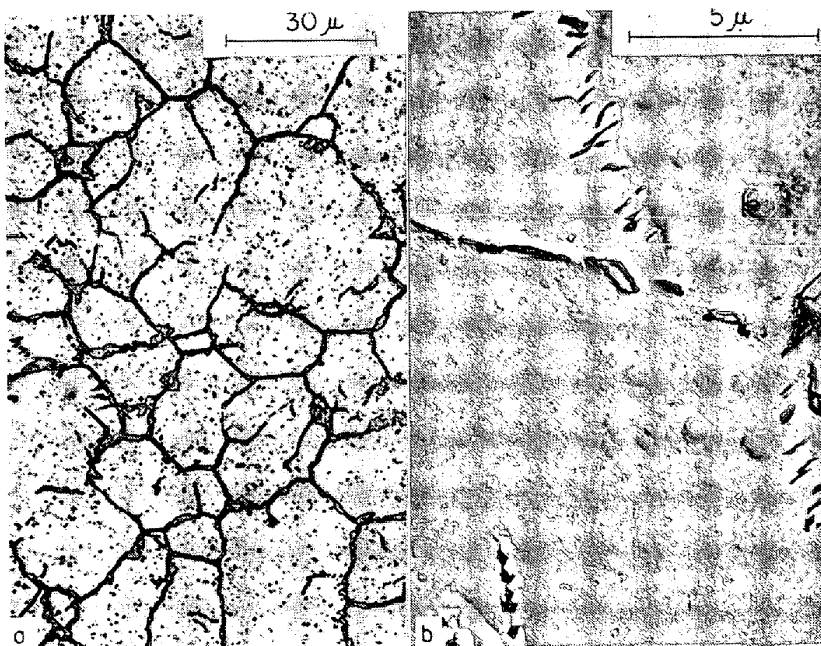


Photo. 3. Microstructure of 36N0C aged for 670hr at 700°C. (electrolytically etched by 10% oxalic acid)

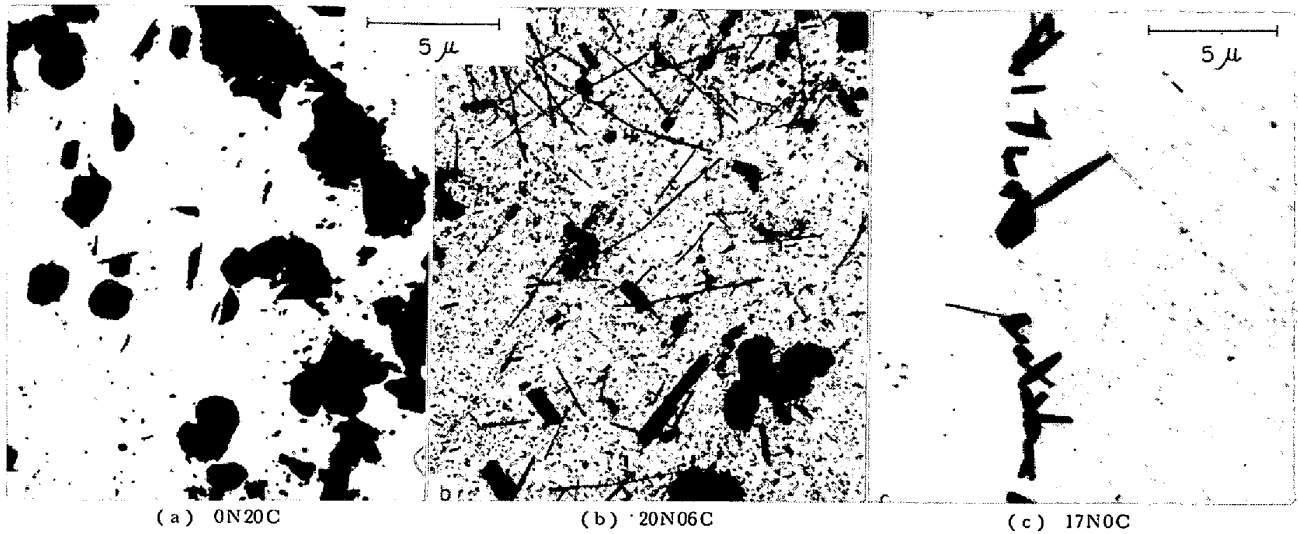


Photo. 4. Electronmicrographs of extraction replica of 25Cr-20Ni steels aged for 2187hr at 700°C.

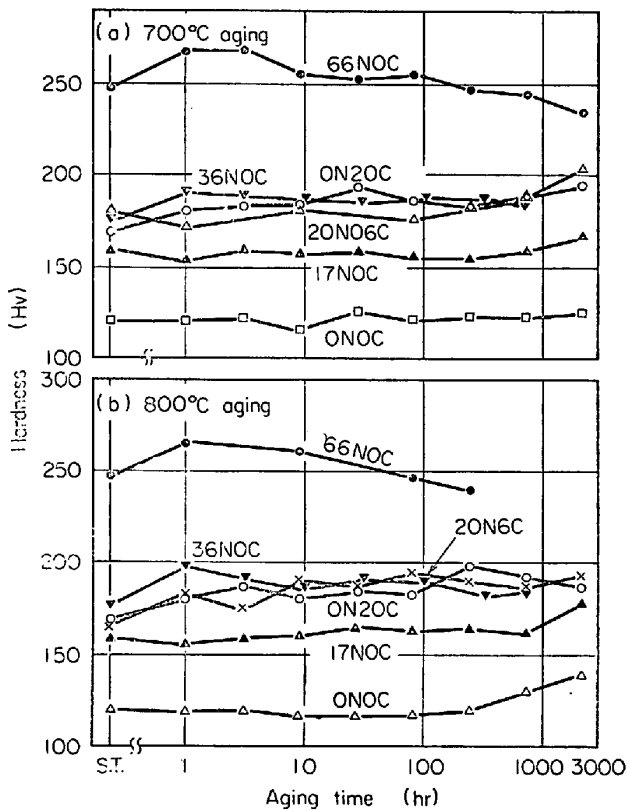


Fig. 5. Hardness changes of 25Cr-20Ni steels due to aging at 700°C and 800°C.

C量より N 量のほうがはるかに多いにもかかわらず、0N20C と同様 $Cr_{23}C_6$ 型の炭化物のみが検出された。20N06C の 576hr および 1605hr 破断試片について電解残渣を同定した結果でも $Cr_{23}C_6$ のみが認められた。また 18N06C の電解残渣を化学分析したところ、C 3.08 wt%, N 1.82 wt% となり、これを原子比にすると $C(at\%) : N(at\%) \approx 2 : 1$ となり、残渣がすべて $Cr_{23}C_6$ 型炭化物とすれば C の約

Table 3. Results of X-ray identification on residues electrolytically extracted from 25Cr-20Ni steels aged at 700°C.

Mark	As solution treated	Aging time at 700°C (hr)			
		30	100	300	1000
17N0C	×	—	—	—	Cr_2N
66N0C	Cr_2N	Cr_2N	×	×	Cr_2N
0N20C	—	$Cr_{23}C_6$	$Cr_{23}C_6$	$Cr_{23}C_6$	$Cr_{23}C_6$
18N06C	×	$Cr_{23}C_6$	$Cr_{23}C_6$	$Cr_{23}C_6$	$Cr_{23}C_6$

× Not examined.

1/3 量が N で置換されていることになる。

MUKHERJEE ら⁹⁾によれば Cr-Mn ステンレス鋼では C と N の比率および時効温度によつて Cr_2N と $Cr_{23}C_6$ のいずれか 1 つまたは両方が現われ、とくに C 0.32% と N 0.54% を含む鋼は 500~700°C 1000hr 時効で $Cr_{23}C_6$ のみが検出されたと報告しているの、本研究の結果ともよく符合し、 $Cr_{23}C_6$ 中にはかなりの割合で N が C と置換して固溶しうるものと考えられる。

さて、前述のように本鋼の抗クリープ性の大小は析出粒子の凝集粗大化の遅速と密接な関係があることは明らかと思われるが、そのほかに N を含む鋼ではその N による固溶強化も考えられる。すなわち、高 Cr-Ni オーステナイト鋼では、オーステナイト中の C の飽和溶解度は 700°C 付近で約 0.01% 程度⁹⁾と考えられるのに対し、N の溶解度は 0.1~0.2% と推定される¹⁰⁾。この多量の固溶 N が共存する Cr などとともにクラスターを形成しいわゆる I-S 効果¹¹⁾的な作用によつて抗クリープ性の向上に寄与する可能性が考えられよう。

そこで高温時効による固溶 N および C 量の変化をしら

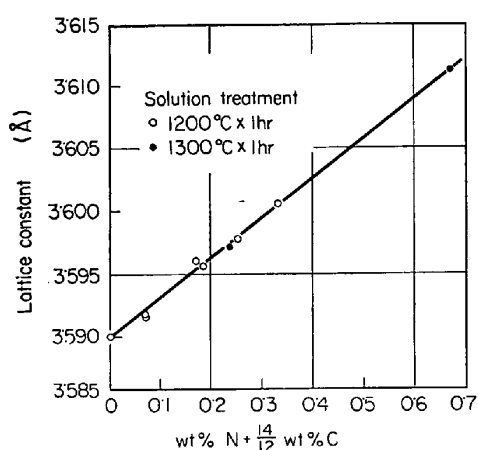


Fig. 6. Influences of nitrogen and carbon contents on lattice constant of austenite in 25Cr-20Ni steel.

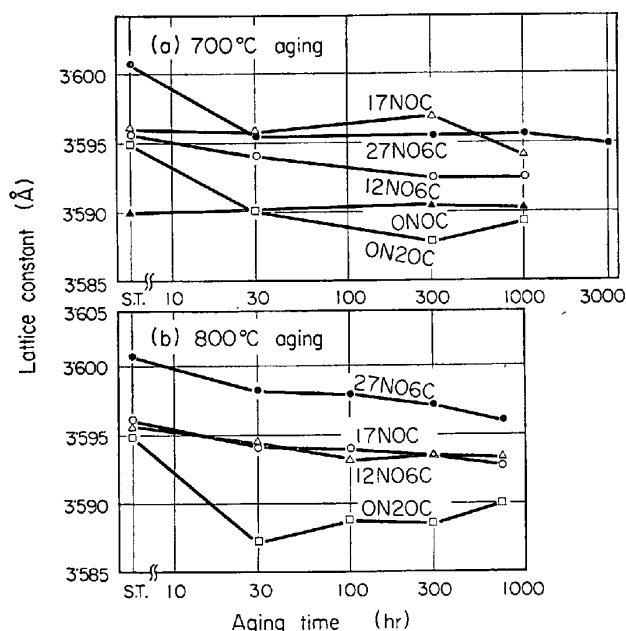


Fig. 7. Changes in lattice parameter of austenite phase due to high-temperature aging of the 25Cr-20Ni steels.

べるために、X線による γ 相の格子定数測定を行なった。それに先立つて、まず γ の格子定数とNおよびC量との関係を求めるため、1200°Cまたは1300°Cで溶体化した各試料について格子定数を d_{200} ピークによつて算出した。その結果をFig. 6に示す。この図で横軸はNとCのat%に比例する数値として $(\text{wt}\% \text{N} + 14/12 \cdot \text{wt}\% \text{C})$ をとつた。また0N20Cと66N0Cは1200°C×1hrでは溶体化不十分のため1300°C×1hr溶体化を行なった。図から明らかなように、 γ 相の格子定数は $(\text{wt}\% \text{N} + 14/12 \cdot \text{wt}\% \text{C})$ に対して直線的に変化するので、任意の時効試料について γ 相の格子定数を求めれば、Fig. 6を用いて γ 相中のCとNの平均的固溶濃度

を推定することができよう。

Fig. 7は4種類の試料について高温時効による γ 相の格子定数の変化を示したものである。700°C時効では0N0Cは時効時間にかかわらずほぼ一定の値を示し、窒化物や炭化物の析出がほとんど起こらないことがわかる。0N20Cは時効初期から格子定数は急減し、700°Cでは300hr、800°Cでは30hrですでに最低値に達しており、その後少しく増加の傾向がみられる。しかしこの最低値の格子定数は0N0Cより若干小さく、その原因は明らかではないが、700°Cおよび800°Cにおける本鋼のC固溶度はごく少ないと考えてよいであろう。一方17N0Cは700°Cでは300hrまでほとんど変化せず、1000hrで少しく急減し、また800°Cでは時効初期から徐々に格子定数を減少するが、両温度とも1000hr付近でなお0.1%程度のNが素地中に残存していると考えられる。12N06Cは両温度とも時効初期から徐々に格子定数が減少し、1000hr付近で3.593Å程度となる。前述の0N20Cの結果から25Cr-20Ni鋼 γ 相の700°Cおよび800°CでのC固溶度がごく少なく無視できるものとし、上記3.593Åの値がNのみの固溶によるものとするれば、12N06Cでは両温度とも0.1%程度のNがなお残存することになる。27N06Cではさらに析出がおそく、同じ1000hr付近の時効で0.2%程度のNがなお γ 相中に残存していると推定される。

18N06Cの電解残査の化学分析から、 Cr_{23}C_6 型炭化物中に原子比でCの約1/3がNで置換されると述べたが、この鋼の素材の化学分析値(C 0.061%, N 0.182%)から、前述のようにCの全量が炭化物として析出し、原子比でそのCの1/2量のN($0.061 \times 14/12 \times 1/2 = 0.036\%$ N)が炭化物中に入るとすれば、 γ 相中になお残存するN量は $(0.182 - 0.036 = 0.146\%$ N)となる。この18N06Cについては格子定数測定を行なっていないが、12N06Cと27N06Cの中間程度の値を示すものとするれば、Fig. 7で800°Cと700°Cの両温度とも1000hr程度の時効で3.594~3.595Å、Fig. 6によりN量に換算して0.15%付近となり、前述の0.146%とよく一致する。また堀らが0.15%および0.13%のNを含む25Cr-20Ni 鋼の871°C 2000hr時効試料から電解抽出した残査の分析結果¹²⁾から計算しても、それぞれ0.13%および0.12%のNが γ 相中に残存することになり、筆者らの推定値と同程度の値である。

もちろん残査のX線回折で Cr_{23}C_6 のみが確認されたとしても、 Cr_2N その他の析出物が皆無とは断言できず、したがって上記の計算はいずれもかなり不正確なものではあるが、格子定数の測定結果と考えあわせれば、

700~800°C において γ 相中に 0.1~0.2% 程度の N が固溶できるものとして大きな間違いはないものと考えられる。

4. 考 察

25Cr-20Ni 鋼に適量の N を単独添加すると、C の単独添加にくらべて 700°C でのクリープ破断強度を著しく高めること、および C と N とを組合わせ添加するとそのクリープ強度改善の効果はいつそう顕著になることを明らかにした。

そこでまず、N の単独添加による強化の原因について簡単に考察してみよう。

高温における金属材料の強化機構として主要なものは析出物による分散強化と、固溶強化の 2 つが挙げられる。N 単独添加試料の組織観察から、 Cr_2N が比較的容易に析出凝集して粗大化することが認められた。透過電顕観察により微細組織を十分検討しなければ断言はできないが、少なくとも光顕およびレプリカの電顕による観察から、N 単独添加では析出物は粗大化しやすく、したがって窒化物による分散強化はあまり問題とはならないように考えられる。一方、 γ 相格子定数の変化などからこの鋼種の γ 相は 700°C あるいは 800°C において 0.1~0.2% 程度の N 固溶度を有することが推論された。この固溶 N は Cr や Mn に対してかなりの化学親和力を有し、固溶体中にあつても転位の周辺に N と Cr あるいは Mn とのクラスターが形成されて転位の運動を妨げる、いわゆる I-S 効果¹⁾的な作用による強化が考えられる。また他方、N は γ 相中に固溶して積層欠陥エネルギーを低下させる元素とされている¹³⁾のでいわゆる鈴木効果¹⁴⁾による強化もかなりの寄与をなすと考えられる。すなわち N 単独添加による強化は主として Cr や Mn とともに働く I-S 効果的な作用と、鈴木効果の 2 つに帰せられよう。

N と C の組合わせ添加の場合、格子定数測定の結果から、C の共存によつて γ への N 固溶量が減少する傾向はとくに認められず、したがつてこの場合も前述の I-S 効果的な作用と、鈴木効果とが有力な強化機構となつていであろう。また組織観察から、N、C 共存の場合は炭化物 $Cr_{23}C_6$ の析出凝集がかなり遅れ、その炭化物による分散強化も加わつてすぐれた高温強度をもたらしものと推察される。

5. 結 論

25Cr-20Ni 耐熱鋼について、N 単独添加、C 単独添加および N + C 組合わせ添加による高温クリープ破断特性

と組織の変化を調べ、N と C による強化機構について若干の検討を行なつた。その結果はつぎのように要約される。

(1) N は約 0.36% までの添加で 700°C クリープ破断強度を著しく改善するが、それ以上の添加では Cr_2N の粒界反応型析出を生じて高温強度はかえつて低下する。800°C では N による強化作用は非常に小さくなる。

(2) C による強化は 700°C では N にはるかにおよばないが、800°C では N より強化作用がやや強い。

(3) 0.06% 程度の C と 0.27% までの N を組合わせ添加すると N の単独添加以上にクリープ破断強度が増加し、しかもその強化作用は 800°C でもなお顕著である。

(4) 700°C および 800°C での時効試料中の析出物は N 単独添加では主として Cr_2N 、C 単独添加および C + N 組合わせ添加では主として $Cr_{23}C_6$ 型炭化物である。とくに C + N 添加材の $Cr_{23}C_6$ 型炭化物中には原子比で C の約 1/3 量が N により置換されうるものようである。

(5) 溶体化処理した試料の γ 相の格子定数と、鋼の (wt% N + 14/12 · wt% C) 値との間には直線関係があり、時効試料の格子定数測定により、 γ 相中に固溶している C および N 量をおよそ推定することができる。

(6) その結果、0N20C では 700°C および 800°C でほとんどすべての C が炭化物として析出するのに対し 17N0C および 12N06C では 700°C および 800°C で約 1000hr 程度の時効では約 0.1%、また 27N06C では約 0.2% 程度の N がなお γ 相中に固溶残存しているものと推定された。

(7) N 単独添加による強化の原因は、この固溶 N による I-S 効果的作用ならびに鈴木効果が主であり、また N + C 組合わせ添加材ではさらに炭化物の析出凝集が N の共存によつて遅れるのでその炭化物による分散強化も寄与しているものと考えられる。

終りに化学分析についてご援助いただきました日本冶金工業(株)川崎製造所の方々に厚く御礼申し上げます。

文 献

- 1) 岡本, 田中, 藤本, 内藤: 鉄と鋼, 48 (1962) 2, p. 123
- 2) 岡本, 田中, 藤本: 鉄と鋼, 49 (1963) 12, p. 1802; 3, p. 613
- 3) 岡本, 田中, 深海: 鉄と鋼, 49 (1963) 10, p. 1565
- 4) 田中, 篠田: 鉄と鋼, 51 (1965) 11, p. 2123; p. 2125
- 5) J. I. MORLEY and H. W. KIRKBY: J. Iron Steel

- Inst., 172 (1952) 2, p. 129
- 6) G. F. TISINAI, J. K. STANLEY and G. H. SAMANS: J. Metals, 6 (1954) 11, p. 1259
- 7) 熊田: 日本金属学会講演概要, (1960), 10月, p. 63
- 8) 行俊: 学振耐熱金属材料第 123 委研究報告, 8 (1967) 1, p. 17
- 9) R. O. STEINER and P. S. TROZZO: Metal Prog., 72 (1957) 1, p. 108
- 10) 岡本, 田中, 藤本: 学振耐熱金属材料第 123 委研究報告, 3 (1962) 1, p. 1
- 11) 門間, 須藤ほか: 日本金属学会誌, 29 (1965) 2, p. 191; 10, p. 941; 30 (1966) 6, p. 558
- 12) 堀, 斎藤, 西山: 学振耐熱金属材料第 123 委研究報告, 8 (1967) 3, p. 529
- 13) P. M. KELLY and J. NUTTING: in "High-Strength Steels", ISI Sp. Rep. No. 76 (1962), p. 7
- 14) H. SUZUKI: Dislocations and mechanical properties of crystals, (1957), p. 361, [Wiley]

シャルピー衝撃試験における荷重-時間, 荷重-変位曲線の観察*

三好 滋**・高井耕一**・小林俊郎**

Observations on the Load-Time and Load-Deflection

Curves in Charpy Impact Test

Shigeru MIYOSHI, Kōichi TAKAI and Toshirō KOBAYASHI

Synopsis:

Relationships between load-time and load-deflection curves during impact in Charpy impact test have been simultaneously observed on a reactor pressure vessel steel plate, a low carbon Al-killed grain-refined steel.

A precision wire wound variable resistance is used for deflection detecting element, and satisfactory result on the resolution of deflection is obtained.

Observed load-deflection curves are similar to load-time curves at each testing temperature. Absorbed energy from area under the load-deflection curve is rather smaller than the one from indicator of tester.

The result that the time axis of the load-time curves can convert linearly to the deflection axis is obtained from analysis of deflection-time curves which are composed of both curves.

(Received 12 Dec. 1967)

1. 緒 言

従来より, シャルピー衝撃試験時における衝撃時の荷重-時間曲線を観測, 解析することが多く報告され^{1)~5)}これにより, 破断過程と遷移現象との相関をかなり明確にとらえることができるようになった。

しかし, 試片の変形状況を詳細に知るためには, 直接, 荷重-変位曲線をも観測, 解析することが必要であろう。著者らは, 従来報告されている変位測定法とは異なる方法を確立し, 本試験において, 荷重-時間, 荷重-変位曲線を同時観測し, これらの差異などについて, いくつかの知見を得たので報告する。

2. 実験方法

2.1 供試材

原子炉圧力容器用低炭素アルミキルド細粒鋼板 (0.12

%C) より標準 2 mm V ノッチシャルピー 試片を採取した。

2.2 荷重および変位測定系

荷重, 変位測定系は, Fig. 1 のブロックダイアグラムに示すように構成した。シャルピー試験時の動荷重測定は, 従来より数多く試みられている。本実験においてはハンマー部にスリットを切込み半導体ストレインゲージを貼付けてロードセルとしたものを使用しており, 田中, 布村らの方法⁶⁾に準拠している。

一方, 衝撃時に試験片の変位を直接測定することはこれまで行なわれておらず, 間接的に振子の運動をとらえているのみである。すなわち, 従来の方法は, 振子が一定の光束を切つてゆく過程を光電管やフォトトランジス

* 昭和42年10月本会講演大会にて発表
昭和42年12月12日受付

** 富士電機(株)中央研究所