

いのは同傾向であるが焼入時の硬度や与えた歪のバラツキのため必ずしも含鉛の影響は明瞭には認められなかつた。

3) 応力時効 (短時間クリープラプチャ試験)

Fig. 3, Fig. 4 に B グループの常温から 600°C までの各温度で行なつた応力時効の結果を示す。常温から 400°C までの 308 hr の応力時効では伸びは大差ないが絞り、硬度は含鉛によりわずかに低下している。500°C, 600°C での短時間ラプチャ試験では明らかに含鉛により破断時間は短くなり破断時の伸び、絞りは向上する。クリープ現象は歪による硬化と温度が高いため軟化(結晶の回復と再結晶)の組み合わせで後者が前者より大きければクリープ速度は増加する。500°C, 600°C での含鉛による破断時間の減少や伸び、絞りの向上は再結晶が無鉛のものより促進されるためと考えられる。前報⁵⁾の昇温引張試験で認められた 550°C での含鉛による延性の回復向上もこれを裏付けるものであろう。

4) 結晶粒度

Table 3 に含鉛、無鉛各試料の 925°C~1200°C での浸炭による γ 粒度, コア部 α 粒度, 900°C 焼準による α 粒度を示す。

γ 粒の成長を阻止する析出物のうち AlN はその効果が大いだが小池ら⁶⁾は Al% の少ない場合は鋼中 SiO₂ の析出が多くなりこれは AlN より高温で安定なため 1200°C 前後での γ 粒の成長は少ないことを認めている。Al% の少ない H, B グループはその傾向にあるが、含鉛材はやや細粒である。同じく Al% の少ない L グループの含鉛 L_F が無鉛 L₂ より γ 粒の成長が相当少ないのは鉛粒もその成長阻止にあつてついていることを示す。Al% の多い A, C グループでは 1200°C での粗粒化が甚しい。これは析出 AlN が多く 1200°C でまだ固溶しつつあることを示すが含鉛 A₃, C₂ は無鉛 A₁, C₁ より成長が少なく鉛の成長阻止作用によるものと考えられる。

α 粒度は変態際の冷却速度, AlN その他微細な非金属介在物などの析出, 分布状態に左右されると考えられるが H, C グループのように不純物, 非金属介在物の少ない場合は微粒鉛が $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態際の α 粒の細粒化に対しより効果的に働くものと考えられる。A, B グループは不純物, 介在物が多いため鉛粒の効果が目立たず必ずしも含鉛による α 粒の細粒化は認められない。

IV. 総括

1) 低炭素鋼の焼入時効では含鉛の影響は明らかでなく焼入時効後の歪時効硬化は含鉛によりやや緩和される傾向にあるが焼準材加工後の歪時効程明瞭ではない。

2) 低炭素鋼の応力時効では含鉛により常温より靱脆性域では硬度, 絞りが低下し 500°C, 600°C では破断時間減少, 延性増加がみられ再結晶の促進が認められる。

3) 鉛は低炭素鋼の 900°C~1200°C での γ 粒の成長を阻止するようであり α 粒についてもどちらかといえば細粒化の傾向にあるが γ 粒程明瞭でない。

文 献

- 1) 小柳, 荒木, 松隈: 鉄と鋼, 49 (1963) 10, p. 1481
- 2) A. P. WEAVER: Trans. Amer. Soc. Metals,

49 (1957), p. 497

- 3) 浅田, 他: 電気製鋼, 31 (1960) 2, p. 74
- 4) A. H. COTTRELL, 他: J. Iron & steel Inst. (U. K.), 172 (1952), p. 301
- 5) 小柳, 荒木: 鉄と鋼, 50 (1964) 4, p. 689
- 6) 小池, 外: 鉄と鋼, 42 (1956) 3, p. 244
- 7) W. C. LESLIE, 他: Trans. Amer. Soc. Metals, 46 (1954), p. 1470

(168) 含 Nb 迅速窒化鋼の機械的性質 および熱処理特性について

(迅速窒化鋼の研究—I)

特殊製鋼, 技術部

工博 日下邦男・荒木昭太郎・○佐々木博

On the Mechanical Properties and Heat-treating Behavior of Niobium-bearing Rapid Nitriding Steel.

(Study of rapid nitriding steel—I)

Kunio KUSAKA, Shotaro ARAKI and Hiroshi SASAKI.

I. 緒言

JIS SACM1 鋼など通常の窒化鋼は、窒化処理時間が 50~100 hr ときわめて長いのが欠点である。これにたいし、Ti を約 2.5% 含有する鋼は、窒化温度を約 650°C に高めることによつて窒化処理時間を 10 hr 程度に短縮することが可能である。しかしこの鋼種は高 Ti 成分のため真空溶解法によつて溶製しなければならない欠点がある。

そこでわれわれは、Ti 以外の各種合金元素を含有した鋼について迅速窒化性を調べ、その結果迅速窒化性とは通常使用される窒化温度で速く、したがって深く窒化されることではなくて、窒化温度を上げて窒化した場合に、十分高い表面硬度が得られることであるということを知り、さらに週期率表で Va, Va, Va 族に属する V, W, Ta, Zr, Nb, Cr, Ti を多量に含有する鋼の間の相対的な迅速窒化性の強さに規則的な関係のあることを明らかにした。

われわれはこれら元素を多量に含有した鋼の実用化について種々研究を行なつていすが、今回は Nb を多量に含有した鋼の機械的性質および熱処理特性などについて調べた結果を報告する。

II. 試料および実験方法

まず、3 KW 高周波誘導炉により、Nb その他合金元素量を変化させた 600 g 鋼塊を多数溶製し、これを角 15 mm に鍛伸し、これより小試片を採取して、窒化特性および熱処理特性におよぼす合金成分の影響を調べた。

つぎに、真空誘導炉によつて Table 1 に示す化学成分の 100 kg 鋼塊を溶製し、これを鍛造圧延し、これより各種機械試験、熱処理特性および窒化特性調査用試片を作成した。

III. 実験結果

1. 窒化硬度におよぼす合金元素の影響

Fig. 1 に 0.2% C 鋼, 0.9~6.2% Nb 鋼を 700°C ×

Table 1. Chemical composition of steels tested.

Steel No.	Type of steel	Chemical composition (%)											
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Cu	Al	Nb
C45	5Nb-1V-0.1Al	0.25	0.13	0.73	0.008	0.012	3.42	1.18	0.25	0.97	0.04	0.10	5.03
C46	5Nb-1V-1.0Al	0.26	0.23	0.69	0.005	0.013	3.42	1.19	0.25	0.98	0.02	0.73	5.15
C47	5Nb-0.1Al	0.26	0.12	0.70	0.005	0.012	3.48	1.21	0.24	—	0.02	0.14	5.07

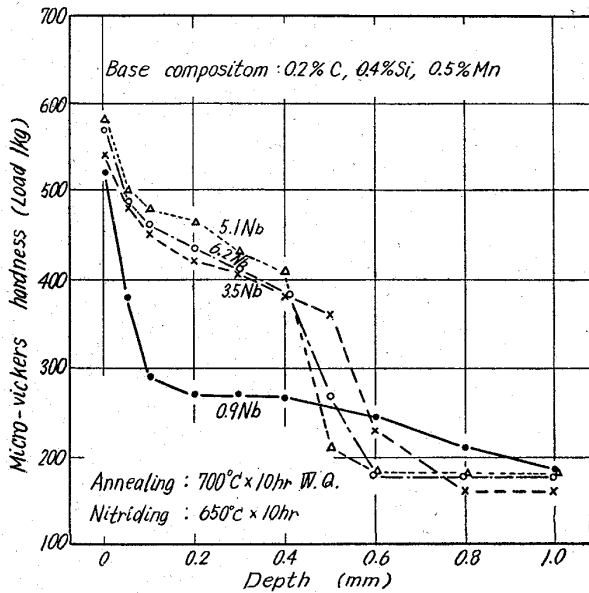


Fig. 1. Effect of Nb content on hardness distribution curves of nitrated case.

1 hr 水冷後、650°C で 10 hr 窒化した場合の窒化硬化曲線を示す。これより含 Nb 鋼には窒化により硬化する性質があるが、Nb のみでは 6% 以下の含有量で十分高い窒化硬度は得られないことがわかる。

次に Nb のみでは窒化硬度が低いので、この点を補うために、5%Nb 鋼に V を 1% 添加したものについて窒化硬度をしらべた。その結果窒化時間 10 hr の場合、窒化温度 600°C では H_MV 1200、650°C では H_MV 950、700°C では H_MV 850 を得ることができた。

2. 窒化特性

Fig. 2 は試料 C45、C46、C47 について、窒化温度、時間をかえて、窒化深さを測定した結果である。いずれの鋼種もほぼ同様の窒化特性を有し、例えば窒化温度 650°C では窒化深さ 0.4mm を得るには、窒化時間は 10 hr 程度あればよいことがわ

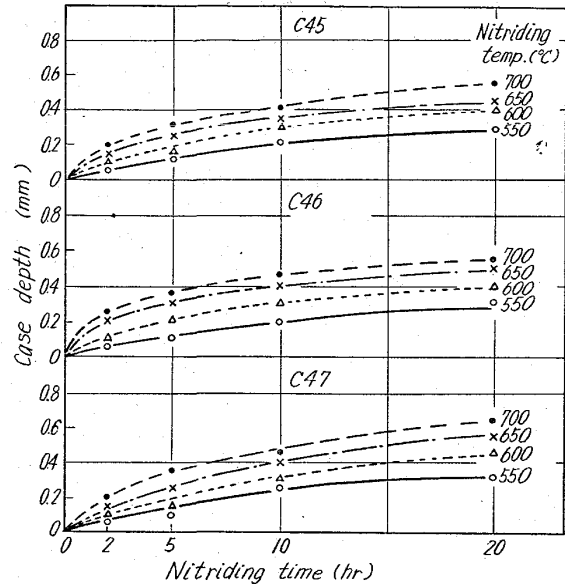


Fig. 2. Effect of nitriding temperature and time on case depth.

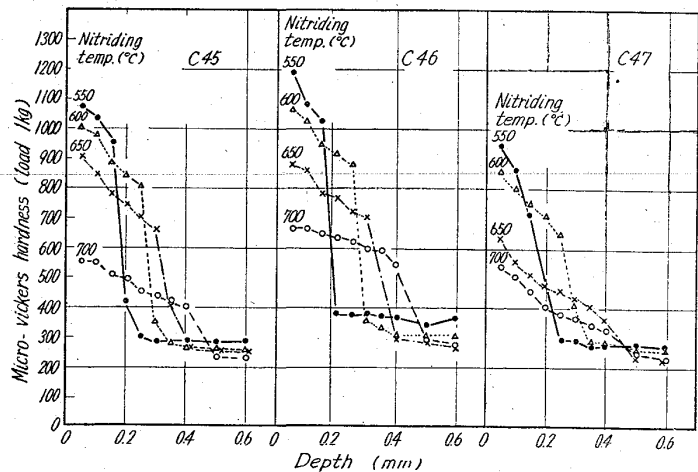


Fig. 3. Hardness distribution curves of nitrated case. (nitriding time: 10 hr)

Table 2. Relation between required case hardness and core hardness etc.

Required case hardness (H _M V)	Steel No.	Nitriding temp. and time	Core hardness and impact strength
850 min	C45	600~650°C x 10 hr	Rc 20~18, 3.5~4.5 kg-m/cm ²
	C46		Rc 26~21, 2.5~3.5 kg-m/cm ²
	C47		Rc 18, 4.5 kg-m/cm ²
950 min	C45	600°C x 10 hr	Rc 20, 3.5 kg-m/cm ²
	C46		Rc 26, 2.5 kg-m/cm ²
	C47		—

Table 3. Mechanical properties after water cooling from 800°C.

Steel No.	Mechanical properties					
	Yield point (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	Impact strength (kg-m/cm ²)	Brinell hardness (H _B)
C45	69.5	77.3	21.0	45.8	4.1	231
C46	70.2	76.0	20.8	46.4	4.1	241
C47	65.6	74.4	21.2	43.7	5.2	224

かる。

次に Fig. 3 は各鋼種を 550~700°C の各温度で窒化した場合の窒化硬化曲線を示したものである。V を含有しない C47 が最も硬度低く、1%V を含有し、さらに Al を 1% 含有する C46 が最も硬度高く、1%V を含有し Al 量の低い C45 はその中間の硬度を示す。実用的にはかりに窒化深さは 0.4mm 以上、表面硬度は H_MV 850 以上を必要とするとすれば、10 hr 窒化では、C45 および C46 では窒化温度は 600~650°C、C47 は 600°C になる。また H_MV 950 以上を必要とすれば、C45、46 は窒化温度は 600°C となり、C47 は該当する温度がない。

3. 時効硬化特性

内部強度の点から、試料には 3.5%Ni および 1% または 0.1%Al を含有させて時効硬化性を持たせてある。これらの試料を 700~900°C 水冷後、450~650°C の各温度で 1~10 hr 時効させて硬度および衝撃値の変化をしらべた。Fig. 4 は 900°C 水冷の場合を示したもので、C45 および C46 は 450~

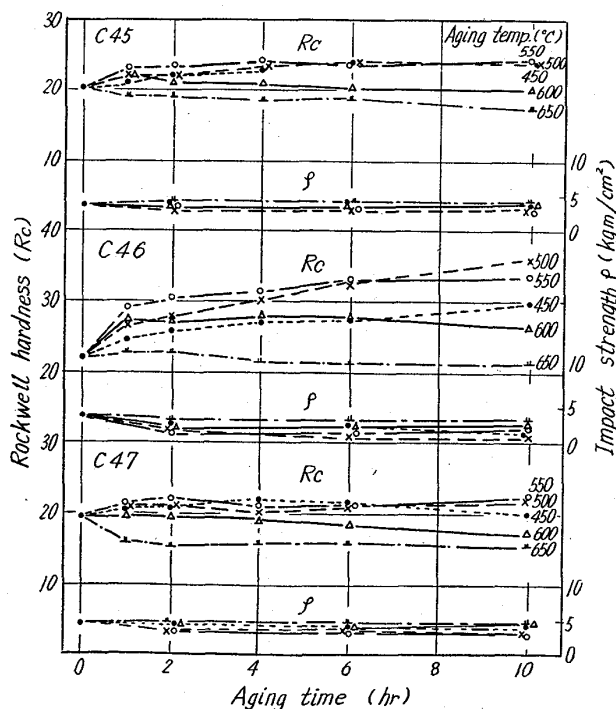


Fig. 4. Effect of aging temperature and time on hardness and charpy impact strength. (Annealing: 900°C water-cooling)

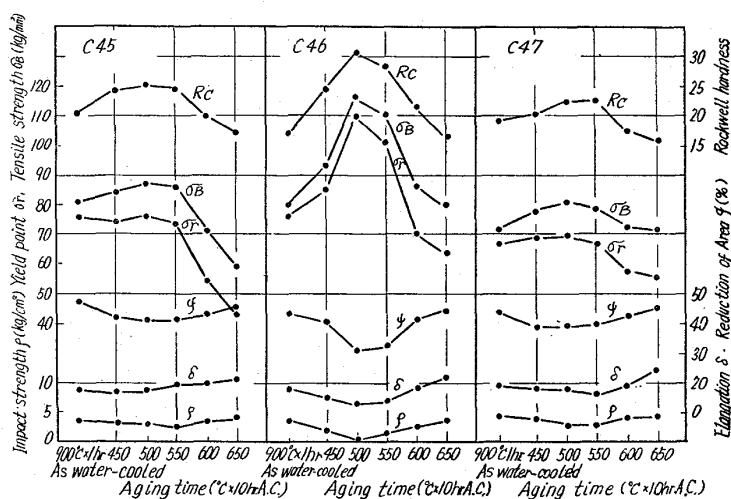


Fig. 5. Effect of aging temperature on mechanical properties.

600°C、C47 は 450~550°C の各温度で時効硬化が認められる。そして C45 および C47 の時効硬化はわずかであるが、C46 の時効硬化はいちじるしく、500°C × 10 hr 時効では Rc 22 から Rc 35.5 にまで硬度が上昇する。また衝撃値は硬度の変化と逆の傾向を示し、10 hr 時効後は C45 は 2.5~4.5 kg-m/cm²、C47 は 3.0~4.5 kg-m/cm² になる。C46 は時効による硬度の変化がいちじるしいので、衝撃値の変化もいちじるしく、たとえば 650°C 時効では 3.5 kg-m/cm² であるのにたいし、500°C 時効では 0.5 kg-m/cm² になる。

なお前項に記した実用上の要求を適用すると、その場合の硬度および衝撃値は Table 2 のようになる。

4. 機械的性質

各鋼種を 700~1100°C の各温度から水冷して機械的性質を調べた。その結果 800°C 以下の温度では、温度の上昇とともに硬度、抗張力および降伏点は減少し、伸び、絞りおよび衝撃値は増加する。800°C をこえるところでは逆に硬度などは増加し、伸びなどは減少する。Table 3 に例として 800°C 水冷の場合の機械的性質を示す。

次に Fig. 5 は 900°C 水冷後、450~550°C の各温度で 10 hr 時効処理した場合の機械的性質を示したものである。いずれの鋼種も約 500°C でもつともいちじるしく時効硬化し、硬度、抗張力および降伏点は最高になり、伸び、絞りおよび衝撃値は最低になるが、その変化は C46 がもつともいちじるしい。

IV. 結 言

以上含 Nb 迅速窒化鋼の窒化特性、熱処理特性および

機械的性質について試験した結果を報告したが、これより5%Nb, 1%Vを含有したものは、室温度を600°Cとすることによつて窒化時間を10hrに短縮でき、この時窒化硬度H_MV 950以上が得られ、機械的性質も良好であることがわかつた。

文 献

- 1) 矢島, 古沢: 日本金属学会誌, 26 (1962), p. 141
- 2) 矢島, 古沢: 日本金属学会誌, 26 (1962), p. 371
- 3) 矢島, 日下, 鶴見, 山崎: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 550
- 4) 日下, 荒木, 佐々木: 日本金属学会, 昭 38 秋季大会講演概要, p. 62

669.15226-194:62/785/22.019
1539.4.011.24

(169) Cr 鋼の焼戻過程における降伏現象の異常性

(鋼の焼戻過程における降伏現象の異常性に関する研究—I)

日本製鋼所, 室蘭製作所

工博 石塚 寛・○千葉隆一・大西敬三

Abnormality in Yield Property of Cr-Steels during Tempering. PP2028-2030.

(Studies on abnormality in yield property of steels during tempering—I)

Dr. Hiroshi ISHIZUKA, Ryuichi CHIBA and Keizo ONISHI.

I. 緒 言

Cr 鋼の焼戻しに関する研究は古くから行なわれているが、K. J. IRVINE らは 12%Cr 鋼の 550°C の焼戻しにおいて降伏比が異常低下する現象を観察している。筆者らもマルテンサイト系 13%Cr 鋼の熱処理試験において、これと全く同様の現象を観察した。しかしこの問題についてはまだ詳細に研究されていない。またこの現象は蒸気タービン翼材などの高 Cr 鋼にとつて重要な問題であると考えられる。そこでその本質を明らかにするために一連の研究を実施中である。本報ではまず数種の Cr 鋼の焼戻過程における降伏比の異常低下現象について試験した結果を報告する。

II. 試料および試験方法

この試験に用いた材料の化学組成は Table 1 に示す通りで、いずれも低 C・Cr 鋼である。このうち 2%, 4% および 8%Cr 鋼の試料は 50kg 鋼塊から、13%Cr 鋼は 1.5T 鋼塊から鍛造して作製した。各試料は焼鈍、焼入れ後、300~700°C 間種々の温度で焼戻しを行ない、焼戻過程における引張性質、衝撃性質および焼戻硬度などの変化を観察した。なお引張試験は 14mm φ 引張試

Table 1. Chemical composition of steels tested.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo
2%Cr	0.16	0.22	0.42	0.015	0.012	0.19	1.87	0.20	0.06
4%Cr	0.23	0.24	0.34	0.019	0.015	0.20	4.30	0.20	0.07
8%Cr	0.16	0.28	0.44	0.016	0.014	0.20	7.93	0.19	0.05
13%Cr	0.13	0.26	0.50	0.018	0.008	0.20	12.80	0.13	0.05

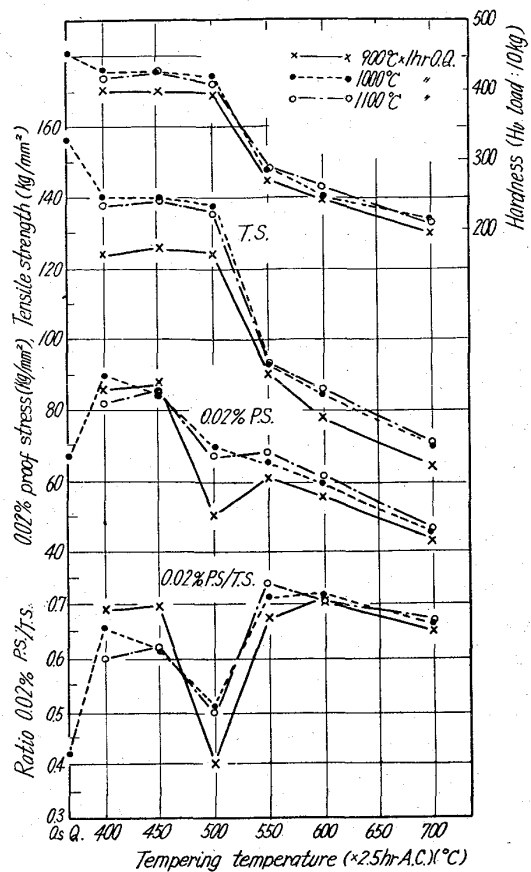


Fig. 1. Effect of hardening temperature on the mechanical properties of tempered 13%Cr-steel.

験片を用い、主として 1mm/min の歪速度の下で行なつた。また耐力としては 0.02% の永久伸びを示す点を採用した。

III. 試験結果

1. 13%Cr 鋼についての試験結果

(1) 焼入れ温度の影響

Fig. 1 は、900, 1000 および 1100°C の温度に 1hr 加熱後焼入れした低 C・13%Cr 鋼の焼戻過程における硬度および引張り性質の変化を示したものである。高Cr 鋼は焼戻温度 450~500°C においてわずかに第 2 次硬化の現象をあらわし、500°C 以上の高温度範囲での焼戻しでは急激に軟化するが、引張り強さも硬度と全く同様の経過をたどる。一方 0.02% 耐力は、引張り強さと同じ傾向を示さず、第 2 次硬化がおこる段階では低下する。したがつて 0.02% 降伏比は、図に明らかなように、500°C 付近において急激に低下する。次に第 2 次硬化を過ぎ、over-ageing により軟化がおこる段階では降伏比は再び増大し、焼戻温度 600°C 付近で最高値を示す。

以上のように 13%Cr 鋼において、降伏比は第 2 次硬化を示す段階で急激に低下することが観察されたが、この現象は興味ある事実であろう。なお Fig. 1 において、耐力および降伏比の異常低下現象は、焼入れ温度が 900°C の場合において特に顕著にあらわれた。

(2) 焼入れ加熱保持時間の影響

焼入れ温度 1000°C の場合について、その加熱保持時間