

なお、処理 4'~6' において Table 2 に示す処理 4~6 のように保持時間を短くした場合には、処理 4'~6' と同傾向の観察結果が得られたが、いずれの場合にも析出物が小さいため同定できなかつた。

オーステナイト結晶粒の粗大化を抑制するためには、オーステナイト化温度において適量の AlN が存在していることが第 1 条件であるが、その他にその析出状態も問題になりそうである。ZENER⁶⁾ によると析出物が粒界移動を阻止する力は析出物の半径に逆比例し、析出物の量に比例する。したがってこの場合にも、粗大化温度を高くするには、できるだけ高い温度まで適量の AlN が微細に、しかも均一に分布していることが好ましい。

このような観点ならびに Photo. 1 の結果から Table 2 における sample A の結果について考えると、粗大化温度におよぼす前処理の効果はその後のオーステナイト化温度における AlN の析出状態におよぼす効果と考えられる。すなわち、処理 1, 6 では高温からの急冷により固溶されていた AlN がつぎのオーステナイト化のための加熱、あるいは析出速度、析出量の大きい 700°C の加熱により微細かつ均一に分散し、また処理 4 でもオーステナイト領域への再加熱により AlN が析出し、しかも加熱時間も長くないので凝集することもなく微細かつ均一に分散し、これがつぎのオーステナイト化のときにもそのまま引きつがれるものと考えられる。しかしながら処理 3, 5 では前処理温度が $\alpha + \gamma$ 2 相領域のため、AlN が α 相中に優先的に析出して分布に不均一を生じ、これが粗大化温度の低下をひき起こしたのと考えられる。また処理 2 では高温で粗大な AlN が析出するため粒成長阻止に有効な AlN の量が減少し、これが粗大化温度の低下の原因と考えられる。以上のようなことはもちろん sample B についても考えられるが、sample B では Al 含有量が少ないために粗大化温度が相対的に低く、前処理の効果がいちじるしくあらわれないものと推察される。

4. 総 括

Al 量の異なる 2 つの Cr-Mo 鋼を用いて、熱処理と AlN の挙動とオーステナイト結晶粒の粗大化温度について検討した結果、つぎのことが明らかになった。

(1) AlN はオーステナイト結晶粒の初期粒度にはほとんど影響をあたえず、その結晶粒微細化作用は粒成長阻止にある。

(2) オーステナイト結晶粒の粗大化温度を高くするにはできるだけ高温まで適量の AlN が微細かつ均一に析出分散していることが好ましい。したがって存在する AlN の量が少ない場合には温度による AlN の量的変化が問題になるが、多い場合にはいろいろな処理による AlN の析出状態の変化が重要になる。

文 献

- 1) たとえば K. STRANSKY and M. KRALOVA: Metal treatment and drop forging, 30 (1963), p. 487
- 2) 今井, 佐々木, 香川: 鉄と鋼, 48 (1962), p. 1592
- 3) 今井, 佐々木: 日本金属学会誌, 28 (1964), p. 371
- 4) L. S. DARKEN and R. W. GURRY: Physical

Chemistry of Metals, (1953), McGraw-Hill, p. 372

5) W. C. LESLIE, R. L. RICKETT, C. L. DOTSON and C. S. WALTON: Trans. Amer. Soc. Metals, 46 (1954), p. 1470

6) J. E. BURKE: Grain Control in Industrial Metallurgy, (1949), Amer. Soc. Metals, p. 56

迅速窒化鋼の窒化層について*

特殊製鋼

工博 日下邦男・津金不二夫・鶴見州宏

On the Nitrided Case of Rapid Nitriding Steel

Dr. Kunio KUSAKA, Fujio TSUGANE and Kunihiko TSURUMI

1. 緒 言

一般にガス窒化は 50hr 以上を要し窒化法の欠点とされているが、数年前より開発された Ti を約 2.5% 含む迅速窒化鋼は数時間で十分な硬化層が得られるすぐれた特性を持ちすでに実用化されている。しかし一方窒化層境界で硬度が著しく変化する欠点もあり、従来の窒化鋼とはかなり異なつた性質を示している。迅速窒化鋼については種々研究されているが^{1)~6)}、窒化層についてはほとんど検討されておらず、また窒化の機構も明らかでないのでそれらについて検討した結果を報告する。

2. 試料および実験方法

100 kg 真空溶解炉によつて溶解した迅速窒化鋼 N6 と 10 t エル炉により大気溶解した標準窒化鋼 N1 (JIS SACM 1) を用いた。試料の組成を Table 1 に示す。

窒化処理として通常ガス窒化および 2, 3 の塩浴窒化を行なつた。まず窒化層を X 線回折により窒化相を同定し、代表的なものの窒素分布、組織、硬度、格子定数などについて N1 鋼と N6 鋼を比較し検討した。X 線回折は Co K α 線と Fe K α 線を用い試料表面よりエメリー紙または平面研磨機により研削し、その都度回折した。窒素濃度は表面付近は酸による溶解法により、また内部は切粉により求め組み合わせた。

3. 実験結果および考察

3.1 X 線回折結果

Fe-N 系平衡状態図において室温で窒化物として現われるものは ζ 相 (Fe₂N), ϵ 相 (Fe₃N) および γ' 相 (Fe₄N) の 3 種であるが、 ϵ 相は広い成分範囲にわたつているため組成により回折線位置が大ききずれ、また ζ 相と回折線位置がきわめて類似しているのとくに区別しないことにした。Fe target では K β による回折線が多少現われたが Co target とほとんど同一の相が検出できた。N6 鋼の 525°C にて 60hr ガス窒化したときの回折線の 1 例を Fig. 1 に示す。種々の処理を行なつた試料について求めた結果を整理すると Fig. 2 のごとくなつた。ここで α' 相は冷却速度の速い場合のマルテンサイトの名付けたが、窒化層の α 相はひずみが大きい

* 第73回講演大会にて発表 講演番号 158 昭和42年5月10日受付

Table 1. Chemical composition of steels tested.

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	Ti	N
N 6	0.24	0.28	0.75	0.008	0.011	3.50	1.25	0.29	0.14	2.82	0.005
N 1	0.47	0.34	0.54	0.016	0.006	0.19	1.48	0.17	1.14	—	0.008

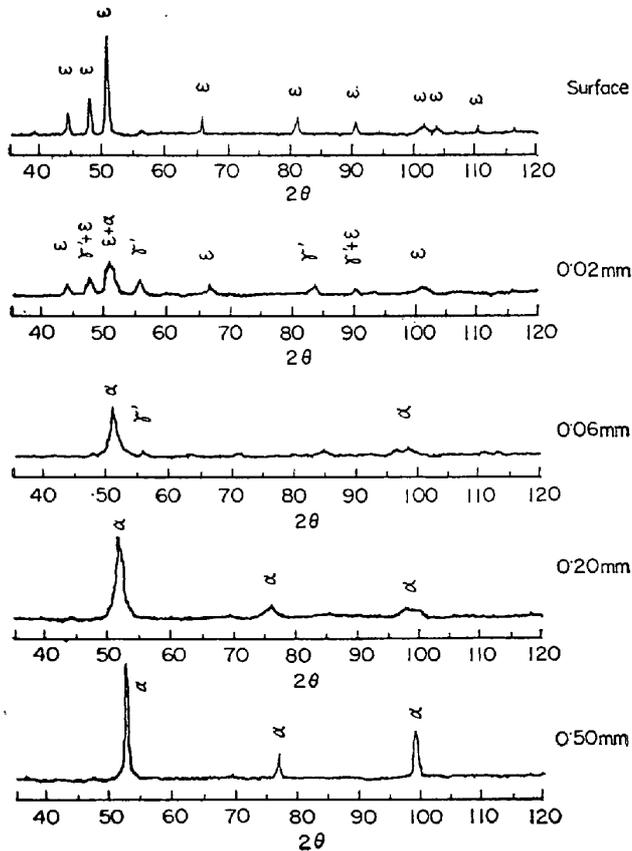


Fig. 1. X-ray diffraction patterns of nitrided case in N6 steel for 60 hours at 525°C. (Co K α , Fe filter)

で α' 相と α 相は厳密な区別はできなかつた. なお 525°C \times 60hr と 650°C \times 6hr の窒化処理は N1 鋼と N6 鋼にそれぞれ用いられる標準的処理条件であるのでとくにこの処理を多く行なつた. N1 鋼においては窒化層の境界は組織的にも X 線的にも明瞭でないが, N6 鋼ではかなり明かかで両者による測定深度はほぼ一致していた. ガス窒化ではいずれも外層は ϵ 相または ζ 相の化合物層, 次に $\gamma'+\alpha$ 相, 最内層は α 相となつており, また塩浴窒化では処理剤の組成や温度により化合物層に Fe_3C が出たり, 内層に α' 相および γ 相が現われるが, N1 鋼, N6 鋼ともほとんど同じ相が現われていた.

中性塩の電解液を用い, 電解分離にて窒化した N6 鋼より窒化物のみを取り出し粉末にしたのち X 線回折を行なつたところ大部分は ϵ 相 (または ζ 相) で少量の γ' 相と TiC はあつたが TiN は見いだせなかつた. この電解残渣について化学分析を行なつたところ N_2 は 5.3 wt% であつたが, Ti は 3 wt% 以下でとくに富化されていなかつた. なお窒化前の素材より抽出した残渣は TiC のみであつた.

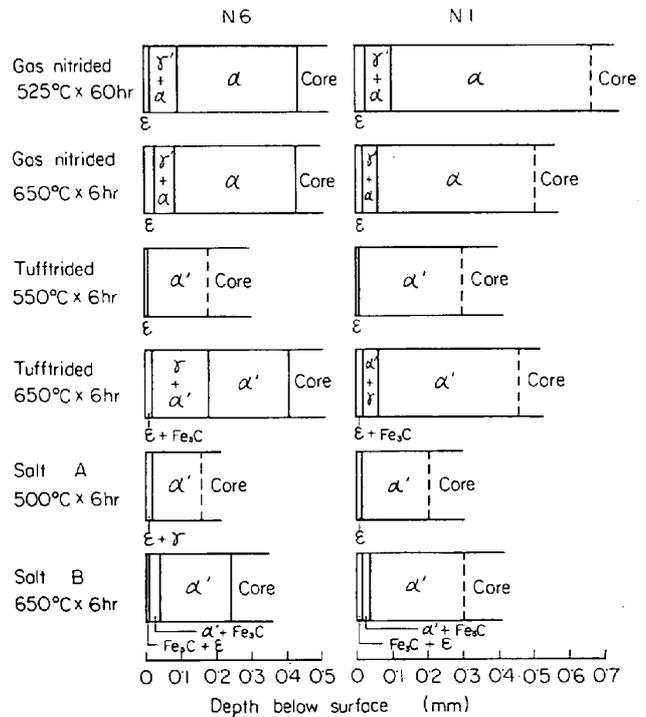


Fig. 2. Phase identified by X-ray diffraction analysis in N6 and N1 steels by various method.

N6 鋼の表面に生成した化合物層を六方晶とみなして格子定数を計算したところ室温では ASTM card の ϵ 相よりは ζ 相に近いが通常の鋼における ϵ 相とほぼ同様であつた.

以上の結果から迅速窒化鋼は Ti を約 2.5% 含有するが窒化によつて現われる相は標準の窒化鋼の場合とほとんど同様と思われた.

3.2 窒素分布

外層, 内層とも X 線的には同様の相と思われるので, 次に窒化層の窒素分布について調べた. 窒化層の窒素と硬度の分布状態を Fig. 3 に示す. 表面付近は図に示せなかつたが, いずれも約 10% N_2 で X 線回折の結果と同じく化合物層の組成がほぼ一致していることを示している. 内部に入ると窒素濃度は急激に低下し, 約 2% よりゆるやかになる. しかし N6 鋼の場合はいずれも窒化層境界で急激に窒素濃度が変化しており, 境界窒素濃度が高いことを示している. これは Ti が α -Fe にほとんど溶解度を持たないためと考えられる. 窒素量と硬度の関係を図示すると Fig. 4 のようになり, ある程度一定の傾向のあることがわかつた. ただし N6 鋼においては N_2 1% 以下の部分は求められなかつたので低 N_2 部分の曲線はない. この曲線によれば同一窒素量では N6 鋼は N1 鋼に比し硬度が高いことがわかつた. ことに

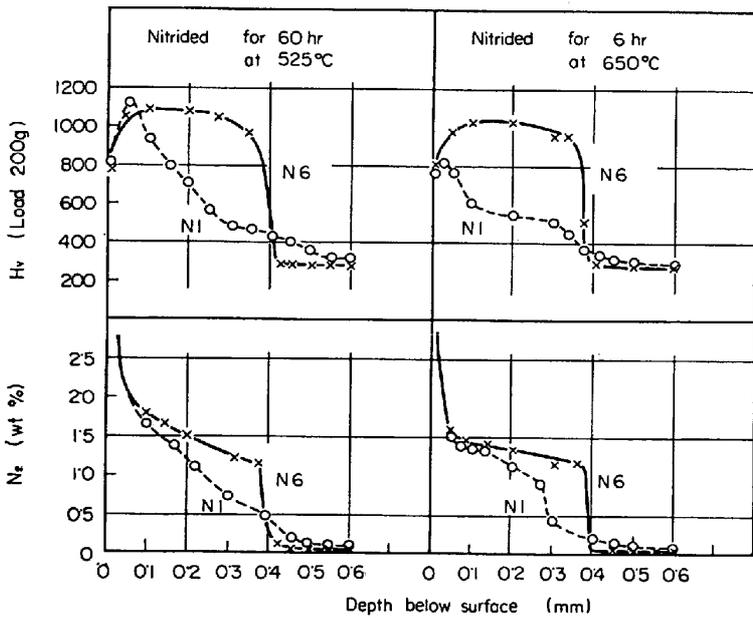


Fig. 3. Hardness and nitrogen content distribution curves obtained by gas nitriding.

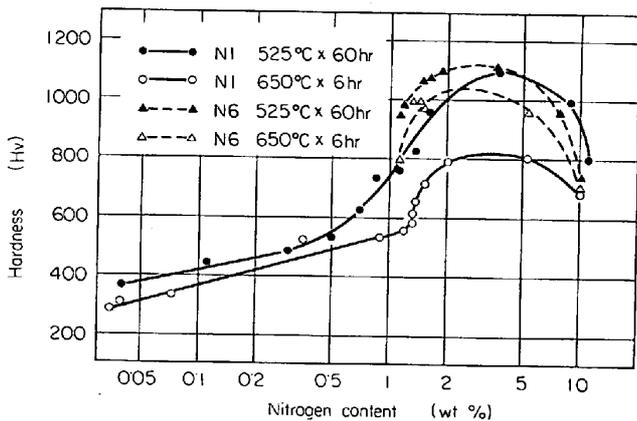


Fig. 4. Relations between nitrogen contents and hardness in nitrided steels.

高温になると N1 鋼では硬度低下が著しいが N6 鋼ではわずかである。

3.3 格子ひずみ

N6 鋼と N1 鋼の α 相の格子定数を X 線回折により求めたところ Fig. 5 のようになった。窒化層の α 相はひずみが多いので厳密には立方晶ではないが立方晶として (110) および (211) の回折線より計算した。N6 鋼は格子定数の変化が大きく窒化層境界付近における変化も急激であり、硬度や窒素分布と類似した曲線を示した。これに対し N1 鋼では格子定数の変化は小さく窒化層境界も明らかではなかつた。したがって N1 鋼では格子定数は硬度に対しあまり関係がないが N6 鋼では硬度の高い部分は格子定数も大きい。なお回折線の半価幅の変化について測定したところ格子定数の場合とほぼ同様の傾向であり、いずれも N6 鋼の格子ひずみが大きいことを示した。

一般に窒化による硬化の原因は鉄格子中の N との親和

力の強い元素の周囲に選択的に N が集合することによっておこる格子ひずみおよび微細な窒化物によるすべり干渉と考えられている。通常の窒化鋼においては格子ひずみの少ないところで最高硬度を示すのでおもに後者であるといわれているが、迅速窒化鋼においては格子ひずみと硬度との関連性が強いので前者がかなり強いと考えられる。

4. 結 言

2.8% Ti を含む迅速窒化鋼の窒化層について従来の標準窒化鋼 (SACM 1) と比較し検討した。その結果を要約すると次の通りである。

(1) 迅速窒化鋼の窒化層に現われる相は標準窒化鋼の場合と同様であつた。

(2) 外層の化合物層は標準窒化鋼の場合とほぼ同じ性質を示したが内層は窒素分布、格子ひずみなどにかなりの差があつた。

(3) この鋼は境界窒素濃度が高くなるが同一窒素濃度では標準窒化鋼より硬度は高く、この傾向は高温の窒化においてとくに著しかつた。

(4) この鋼の窒化層は従来の鋼に比し格子ひずみが大きく、格子ひずみによる硬化がかなり大きいと推定された。

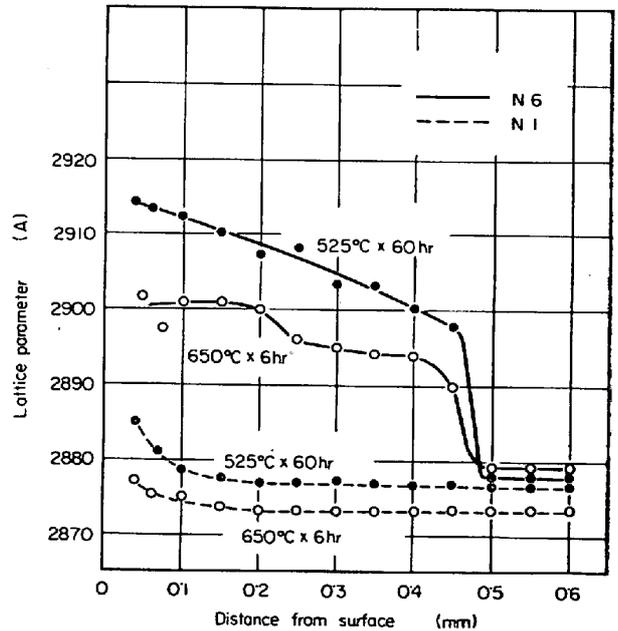


Fig. 5. Distribution curves of lattice parameter in N1 and N6 steels.

文 献

- 1) 矢島, 古沢: 日本金属学会誌, 26(1962), p. 370
- 2) 矢島, 古沢: 日本金属学会誌, 26(1962), p. 141
- 3) 矢島, 日下, 鶴見, 山崎: 鉄と鋼, 49(1963) 3, p. 550
- 4) 日下, 荒木, 佐々木: 日本金属学会, 昭和38年秋季大会講演概要(1963), p. 62
- 5) 日下, 荒木, 佐々木: 鉄と鋼, 50 (1964) 12, p. 2025

6) 日下, 荒木, 佐々木: 鉄と鋼, 51 (1965) 11, p. 2084

一 討 論

[質問] 石川島播磨 利岡 靖継

1. 高温迅速窒化により生じた窒化層に急激な硬度変化が生じているが, 使用面からみて機械的性質は従来鋼 SACM 1 にくらべてどうか。

[回答]

今回は迅速窒化鋼の窒化層について報告致しましたので機械的性質については深くは追求しておりませんが以前の結果にて回答させていただきます。御質問の内容は高温の焼戻しによる Core 部の機械的性質と窒化層境界

における剝離の2つの問題を含んでいると思います。第1の機械的性質について1例を圧縮変形について示しますと Fig. 1 のようになり, SACM-1 にはもちろんおよびませんが, 実用上とくに問題はないものと思われま

ず。第2の剝離については検出方法に問題がありますが適当な方法がありませんので窒化層を圧下した場合の亀裂発生状況から比較しますと Photo. 1 のようになり N 6 鋼は N 1 鋼 (SCM-1) より多少弱いが大きな差ではありません。

なお機械的性質については本誌, 第49年 (1963) 第3号 550 に一部報告しております。

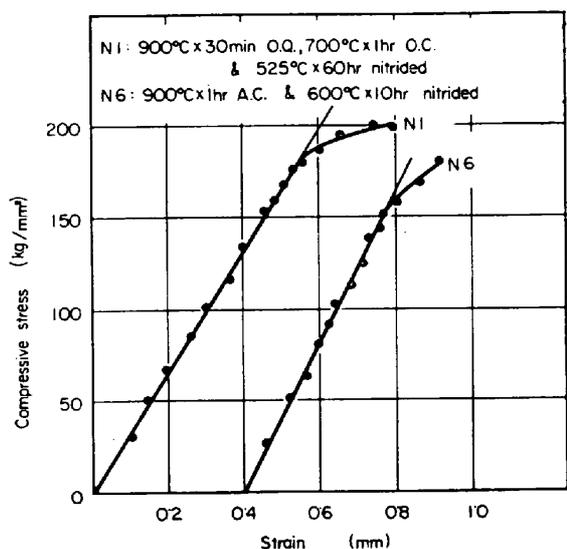


Fig. 1. Relation between compressive stress and strain.

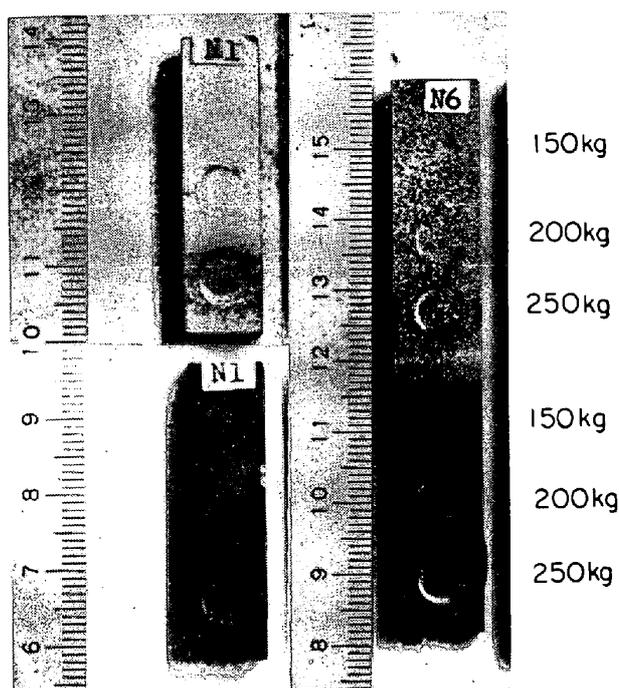


Photo. 1. View of compressed patterns.

1%Cr 鋼の浸炭および浸炭窒化層の昇温ころがり疲れ特性*

金属材料技術研究所 倉部 兵次郎
 東京大学工学部 工博 荒木 透

Rolling Fatigue Characteristics of Carburized or Carbonitrided 1%Cr Steel at Elevated Temperatures

Hyojiro KURABE and Dr. Toru ARAKI

1. 緒 言

ガス浸炭窒化は浸炭ガスに 5~15% の NH₃ ガスを添加して, C と N を同時に拡散させる処理で, 原理は簡単であるが雰囲気中の C および N ポテンシャルを任意に正確に制御することはむずかしい。C ポテンシャルが高い場合浸炭窒化層の表面に薄い N を固溶した炭化物層“Compound layer”を生成するが, 低い場合はオーステナイト相への C と N の固溶拡散となる。本研究における浸炭窒化層は後者の状態を意味し, 高炭素鋼における窒素の挙動を調べることを目的とする。浸炭窒化層の物理的または機械的性質に関する資料は乏しく, そのため浸炭窒化の利点は十分に確認されていない。筆者らは浸炭窒化におよぼす鋼中の微量元素の影響を調べているが, 今までの結果から浸炭窒化層は常温よりは昇温状態ですぐれていることが予想された。このことは浸炭または浸炭窒化したクロム鋼の常温における回転曲げ疲れの耐久限度は両者とも差はなく²⁾, 高速摩耗試験では浸炭窒化層がかなり優れている³⁾ことから理解される。耐熱軸受研究委員会⁴⁾で試作した五球式高温ころがり疲れ試験機を用いて, 浸炭または浸炭窒化したクロム鋼の昇温ころがり疲れ試験を行なった結果両者に相違が認められたので次に報告する。

2. 供試材と実験方法

供試材としてクロム鋼 21 種を採用し, 組成を Table 1 に示す。また比較材として市販の軸受鋼 2 種の鋼球を用いた。

五球式高温ころがり疲れ試験機は 1/2" 鋼球の寿命を調べるために設計されたもので, 原理は外輪内の下段 4 コの 1/2" 鋼球上を試料球が回転し, 発生したブレーキ

* 第73回講演大会にて発表 講演番号 218 昭和42年5月10日受付