

疲労限の低下は応力集中係数の小さい所で急激であり、応力集中係数が大きくなるにつれ双曲線的に少なくなる。従つて鉛添加による切欠効果は外部的な応力集中が大きい程影響の度合を減ずる。

鉛添加により疲労強度の圧延方向性が減じることについてはさらに非金属介在物や帯状組織などの応力集中源の配列方向と負荷応力の方向との関連性からこれらを前述と同様に考えれば容易に理解できる。

V. 総括

SCM 3, SCM 22 およびこれらに鉛を添加したSCM 3F, SCM 22F について焼戻温度(引張強さ)の変化に伴う疲労強度, 切欠感受性の変化, 圧延方向性およびこれらにおよぼす鉛添加の影響について調べた。

鉛添加による鋼の疲労強度の変化の挙動を鋼中に分散する鉛粒の切欠効果として説明した。

鉛快削鋼は 100 kg/mm^2 以上の高抗張力の場合、無鉛鋼に比し疲労強度はやや低下する傾向にあるがその程度は比較的軽微で設計上若干の考慮を払えばその前後の静的強度で充分実用に耐えるものと考えられる。また疲労の切欠感受性についてはむしろ無鉛鋼に比べて有利である。

669.14.018.259:621.785.532
 (124) 実用ダイス鋼の窒化特性におよぼす前処理の影響 63314
 愛知製鋼 1494~1496
 赤沢唯一・宮川哲夫・鈴木三千彦

Influences of Previous Heat Treatments on the Nitriding Inclination of Popular Hot Die Steels.

Ichi AKAZAWA, Tetsuo MIYAGAWA and Michihiko SUZUKI.

I. 緒言

プレス型やダイカスト型などの熱間ダイスは高温、高圧、高速下で金属や合金の塑性流や溶融物と接触して高温摩耗や腐食を受ける。

これらのダイスに用いられる熱間ダイス鋼は中炭素合金鋼が多く、材質的特徴としては焼戻抵抗が大きいため中高温でも比較的硬度の低下が少く、耐熱強度が大きいことであるが、硬度の絶対値を更に高くし、中高温でも硬質かつ安定な表面処理が可能であれば、表面処理をし

ないものより良好な結果が期待される。

従来高速度鋼および各種の工具鋼に対する窒化の研究は数多く行なわれているが、前処理についての影響は余り見受けられない。

本報は数種の熱間ダイス鋼を焼入れ焼戻しの後液体窒化を行なう場合、焼戻し温度が窒化特性におよぼす影響をみたものである。

II. 実験方法

(1) 実験試料: Table 1 に示した5種の鋼を用いた。これらのうちで 5Cr-4C 鋼は実用的利用価値はなく、窒化に対する成分的な比較のために供試した。DD 1 および SHD は 5% Cr を基とした Si-Cr-Mo-(W)-V 鋼でありそれぞれダイカスト型, ホットプレス型に使われている。スタンプハンマー型に使われる AFD 1, 2 は中炭素の (Ni)-Cr-Mo-V 鋼である。全ての試料は実験用高周波炉で溶製の後、 $1200 \sim 1250^\circ\text{C}$ で 10h 均質化処理を行なつて $10 \text{ mm } \phi$ に鍛伸し供試材とした。

(2) 窒化の前処理: 5Cr-4C, DD 1, SHD の3種は 880°C で焼鈍を施し、焼入れはそれぞれの鋼が最高硬度を示す温度すなわち 5Cr-4C 鋼は 1000°C , DD 1 および SHD は 1030°C 油焼入を行なつた。鍛造用型鋼 AFD 1, 2 は 780°C で焼鈍後それぞれ 850°C および 900°C から油焼入れした。全試料の焼戻しは 550°C および 600°C の2種を採用した。

(3) 窒化処理: 各実験のサイクル毎に日豊化学研究所製 N-4 ソルト (NaCN 30%, m.p. 350°C) を $80 \phi \times 250 \text{ mm}$ のポット中で溶融し $1 \sim 10 \text{ h}$ 迄の各時間窒化後空冷した。窒化温度は $500, 550, 600^\circ\text{C}$ の3種で行なつた。試料は窒化前にバフ研磨を行ない $8 \phi \times 16 \text{ l mm}$ とし、アルコール、四塩化炭素、エチルエーテルの順序で十分洗滌した。

(4) 窒化後の諸測定: 先づ窒化前後の重量をメトラの化学天秤で測定し窒化による重量増加を測定した。表面硬度および内部への硬度分布は明石マイクロピッカー硬度計にて測定した。また別に 10% Nital 液にて腐食して現れる窒化深さを顕微鏡で測定した。

窒化層は反射電子回折により窒化生成物の同定を行なうと同時に光学顕微鏡組織および電子顕微鏡組織などを観察した。窒化層の耐熱性については窒化後 600°C まで再加熱して高温硬度および再加熱後の常温硬度を測定した。

III. 実験結果

(1) 窒化による重量増加について: 各窒化温度での

Table 1. Chemical constituents of specimens.

| Designation of specimen | C | Si | Mn | Ni | Cr | Mo | W | V | Sol Al | General application |
|-------------------------|------|------|------|------|------|------|------|------|--------|----------------------------|
| 5Cr-4C | 0.37 | 1.10 | 0.55 | 0.09 | 5.10 | nil. | nil. | nil. | 0.076 | |
| DD 1 | 0.40 | 0.93 | 0.33 | 0.10 | 4.85 | 1.40 | nil. | 0.39 | 0.007 | Die casting dies |
| SHD | 0.40 | 0.98 | 0.36 | 0.12 | 5.03 | 1.48 | 1.32 | 0.89 | 0.024 | Dies for hot forging press |
| AFD 1 | 0.55 | 0.28 | 0.78 | 0.09 | 1.24 | 0.37 | nil. | 0.22 | 0.023 | Dies for drop hammer |
| AFD 2 | 0.53 | 0.33 | 0.78 | 0.48 | 1.30 | 0.42 | nil. | 0.21 | 0.020 | Dies for drop hammer |

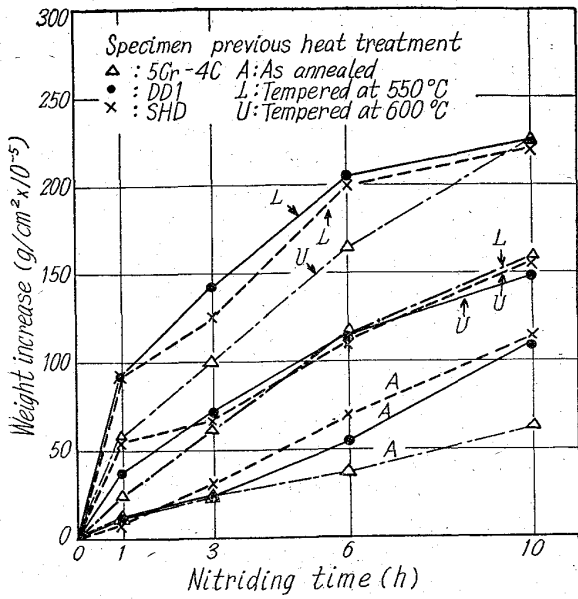


Fig. 1. Effects of previous heat treatments on the weight increase of each specimen after nitriding at 550°C for various time.

重量増加を比較すると、焼戻温度が 600°C (以下高温焼戻と略す) の方が 550°C (以下低温焼戻と略す) より窒素の吸収が小さく、焼鈍儘のもの是最も小さくなる。

窒化温度別にみると 550°C 窒化の場合が窒素の吸収が最も早く、600°C では若干遅れ、さらに 500°C では最も遅くなるのが実用鋼の例である。また鋼種による差異は DD1 と SHD, AFD1 と AFD2 とはほぼ同一の傾向を示した。

これらの結果と窒化時の鋼の組織成分との関係を見ると、鋼組織が熱的に安定化している状態 (例えば SHD の焼鈍状態ではフェライト+M₂₃C₆+M₆C+VC) では窒素の吸収が余り活性を示さず、鋼が中間組織の不安定状態 {例えば SHD 低温焼戻しでマルテンサイト+(M₃C)析出+(M₆C+VC)未溶解+少量のγ_R+フェライト} の方が活性を示すことが容易に推察される。

Fig. 1 は窒化温度が一定の場合に前処理によつて窒素の吸収量が異なる 1 例を示している。

(2) 表面硬度について: 窒化温度を 550°C 一定にした場合 DD1 と SHD 鋼は低温焼戻が最も硬化が速く、1h 窒化で Hv 1400 以上となり、それ以上長時間窒化するにつれて若干硬度は低下して Hv 1250 程度になる。一方高温焼戻の試料は窒化時間と共に表面硬度と漸次増加し飽和値に達する。また焼鈍試料でも長時間窒化すると Hv 900 以上の硬度がえられる。AFD 鋼についての実験結果を Fig. 2 に示す。

これらの結果から表面の硬度は Fig. 1 で示した窒素吸収量とは無関係にあることがわかる。

(3) 窒化層の厚さについて: 窒化層断面の硬度分布により母鋼よりも硬化した深さを求めると、同一窒化条件では前処理の影響が顕著に現われず、窒化が 6h 以下の場合 0.05~0.10mm, 9~10h の場合 0.10~0.15mm であつた。一方検鏡してえられる窒化層の厚さは各鋼共硬化深さよりも大きく、窒化時間と共に増加する傾向で、前処理の影響は Fig. 1 の重量増加の変化とよく一致し

ている。

(4) 窒化層の材質: 窒化儘の試料と窒化表面を清浄に磨いた試料とを反射電子回折した結果、各鋼共窒化儘では Fe₃N と認められる回折像を得た磨いたものには Fe₄N が認められた。Photo. 1 は DD1 の磨いた回折例を示す。窒化部と母鋼の電子顕微鏡組織を比較すると、母鋼に多数認められた炭化物が窒化部にはほとんど認められない。従つて C は拡散または溶解したものであろう。

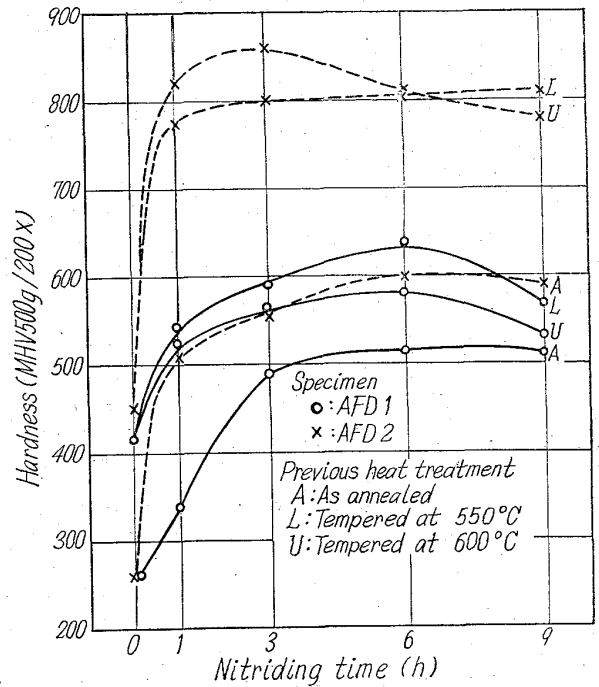


Fig. 2. Effects of previous heat treatments on the hardness change of surface by nitriding at 550°C.



| d-observed | d-Fe ₄ N |
|------------|---------------------|
| 2.65 s | 2.684 |
| 2.20 s | 2.191 |
| 1.88 s | 1.897 |
| 1.65 s | 1.697 |
| 1.38 w | 1.342 |
| 1.28 w | 1.265 |
| 1.16 s | 1.145 |
| 1.05 w | 1.053 |
| 1.02 w | 1.015 |
| 0.95 m | 0.949 |

Photo. 1. Electron diffraction pattern by reflection and its analysis. The specimen was nitrided at 550°C for 10 hours after tempering (550°C×1h).

窒化した小試片の曲げ試験を行なつて非窒化の場合¹⁾と比較すると、低温焼戻し-低温窒化の場合に最も脆化するが、高温焼戻しを行ない窒化条件を適当に選ぶと脆化はある程度軽減される。

(5) 窒化層の耐熱性: 再加熱後常温硬度を測定すると 100~400°C 間の再加熱によりわずかに軟化するが、この程度は高温焼戻しの程、また高温窒化のほど小さい。全体を通じて初期硬度の大きいほど高硬度を維持する。一方高温硬度は 100~400°C の軟化がほとんど現われない。常温、高温両硬度共 500°C まで大きな軟化は示さず、550°C 以上で急に軟化する。

IV. 結 言

実用ダイス鋼の窒化特性におよぼす前処理の影響を調べた結果次のことが明らかになった。

(1) 窒素の吸収量、窒化表面硬度は鋼の種類、前処理、窒化条件などにより複雑に変化する。窒化深さは窒素の吸収量と同一傾向を示すが、窒化硬度とは無関係である。

(2) 焼鈍状態でも鋼組成、窒化条件により可成り硬化する。窒化硬度は約 550°C までは安定で初期硬度に依存する。

(3) 本実験を通じて Fe₂N の脆い ε 相は存しなかつた。

文 献

- 1) 吉野, 鈴木: 自動車技術, 15 (1961) 4, p. 161~166

669.14.018.298 = 669.15'26'292-194:629
 186.5 = 620.172.2 = 669.71 = 669.292/293

(125) Cr-Mo肌焼鋼におよぼす各種元素の影響

金属材料技術研究所 633/15

○神谷 昂司・田中 龍男

Effect of Various Elements on Cr-Mo Case Hardening Steels. 1496-1498

Koji KAMIYA and Tatsuo TANAKA.

I. 緒 言

オーステナイト結晶粒度調整法としては一般に処理剤として Al が使用されていて、数多くの研究がなされている。また Al の他には添加元素として Ti, Zr, V, Nb などが研究され報告されている。しかしこれらの研究は単独添加の元素の影響を調査したものであつて溶解、処理、加工条件はそれぞれ異なつてゐるために、これらの元素の効果の比較は必ずしも容易ではない。

著者らは肌焼鋼 SCM21 を同一条件のもとで溶解し、

処理剤として Al, Ti, Zr, V, Nb の 5 元素の単独添加、およびこれら元素の組合せ複合添加を行ない、各元素の細粒化におよぼす効果について比較し、更に鋼材中に含有されてくるこれらの元素が肌焼鋼の浸炭性、機械的性質におよぼす影響について検討した。

II. 実験方法

溶解炉としては 100 kW 高周波炉を用い、鋼材 S10C に銑鉄, 合金鉄, 電解クロムを配合して鋼種として SCM21, 1 系列ごとに約 100 kg を溶解し、処理剤としては各系列ごとに純 Al, Ti 板, スポンジ Zr, フェロニオブおよびフェロバナジウムを用い、同一元素の添加量を変えて取鍋添加し、それぞれ 20 kg の鋼塊に 5 分注した。試料 No.46~50 は複合添加したものである。各系列の鋼塊の取鍋分析値を Table 1 に示す。

鋼塊は 1200°C に加熱して鍛造し更に圧延して 20mm φ の丸棒にした。鍛圧比は 23 である。供試材はすべて 900°C × 1h の焼準したものを用い、結晶粒度現出法には真空酸化法を用いた。加熱温度と保持時間は 925°C × 6h, 1000°C × 6h, 1100°C × 5h, 1200°C × 4h である。粗大化温度には結晶粒度番号で 5 に達した時の温度をもつて表わした。機械試験には焼準したものを 830°C で油焼入し 180°C に焼戻処理したものを加工して用いた。

III. 実験結果および考察

(1) 歩留

結晶粒度の調整が技術的に確実に容易に行なわれるためには添加元素の歩留は重要な因子となる。溶製条件を殆んど同一とし、Al, Nb, V, Zr, Ti はすべて薄軟鋼板に包み取鍋添加した。Ti のみは炉内添加した。歩留

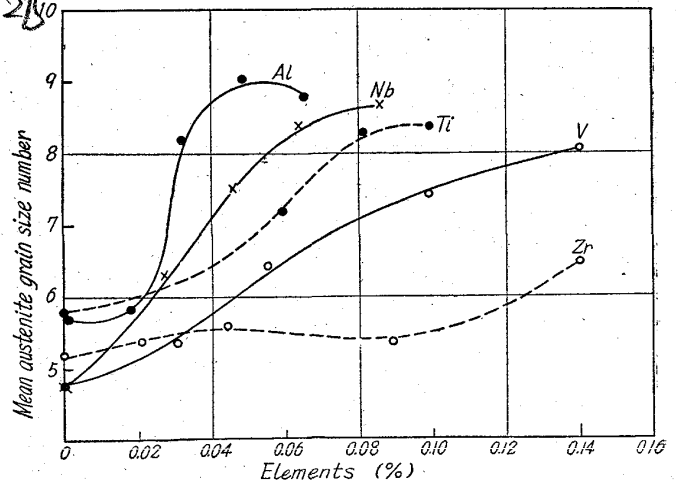


Fig. 1. Relations between various elements and austenite grain size at 925°C.

Table 1. Chemical composition of samples (%)

| Sample No. | Al | Sample No. | Nb | Sample No. | Ti | Sample No. | Zr | Sample No. | V | Sample No. | Al | Nb | Ti |
|------------|-------|------------|-------|------------|-------|------------|-------|------------|-------|------------|-------|-------|-------|
| 21 | 0.001 | 16 | — | 26 | — | 31 | — | 36 | — | 46 | 0.028 | 0.028 | 0.045 |
| 22 | 0.018 | 17 | 0.027 | 27 | 0.059 | 32 | 0.021 | 37 | 0.029 | 47 | 0.028 | — | 0.056 |
| 23 | 0.032 | 18 | 0.046 | 28 | 0.068 | 33 | 0.044 | 38 | 0.055 | 48 | 0.036 | 0.028 | — |
| 24 | 0.048 | 19 | 0.064 | 29 | 0.081 | 34 | 0.089 | 39 | 0.098 | 49 | 0.052 | — | — |
| 25 | 0.065 | 20 | 0.086 | 30 | 0.098 | 35 | 0.140 | 40 | 0.140 | 50 | 0.009 | — | — |