

高強度・低歪迅速軟窒化用鋼(GN21)の開発

小林 一博*・細田 賢一*²・坪田 一三*³・有見 幸夫*⁴・山岡 孝*⁴

Development of Rapid Nitrocarburizing Steel (GN21) with High-Strength
and Low Heat Treatment Distortion

Kazuhiro Kobayashi, Ken-ichi Hosoda, Kazuichi Tsubota, Yukio Arimi, Kou Yamaoka

Synopsis : An investigation has been made to clarify the effect of alloying elements on nitrocarburizing. According to these results, new grade of rapid nitrocarburizing steel (GN21) was developed.

This newly developed steel shows superior heat distortion and higher fatigue strength properties compared to high-strength grade carburizing steel.

Key words : nitrocarburizing; nitriding; carburizing; alloying element; distortion; fatigue strength; contact fatigue.

1. 緒言

窒化や軟窒化は、一般に数時間以内の短時間処理によって、疲労強度、耐焼付性や耐摩耗性等の改善が図られるため、各種の機械構造用部品に広く用いられている¹⁾²⁾³⁾。また最近これらの特徴に併せさらに低温域の未変態処理であるために、浸炭などに比べて熱処理歪が少ないという特徴を活かして、高精度の求められる歯車などへの適用も検討されている⁴⁾⁵⁾。しかし、この場合通常の鋼では疲労強度が不足し、また高い負荷応力や面圧に耐えられるようにするためには、内部の応力分布に対応して深い硬化層を得る必要があり、一般的には数十時間という長時間処理が必要になるという問題があった。

硬化深さを深くするには、処理温度を上げCないしNの拡散を促進させる方法や、合金元素の添加によって硬化層の硬さを上げ、見掛け上の硬化速度を上げる方法がとられる⁶⁾⁷⁾⁸⁾。

本報告では、実生産ベースでの短時間(～10h)の軟窒化処理により、歯車等への適用を可能とする深い硬化深さが得られ、高精度でかつ高強度の迅速軟窒化用鋼を開発するために、軟窒化性に対する合金元素の影響を調査して成分の最適化を行い、この知見にもとづき成分設定した開発鋼について、疲労特性や熱処理歪特性等を調査した結果を報告する。

2. 迅速軟窒化用鋼の開発目標

迅速軟窒化用鋼の用途として、熱処理歪が小さく、かつ浸炭材並みの高強度が求められる歯車、シャフトやその他の機械部品等を想定した。また、軟窒化性の要求水準として、実生産ベースでの短時間(～10h)の軟窒化処理により実用の使用条件を満たす次のような特性値が得られることを目標にした。

- ①表面硬さ : 700HV以上
- ②有効硬化層深さ(420HV) : 0.50mm以上
- ③芯部硬さ : 300HV

なお、軟窒化前の熱処理は、焼入れ焼戻し材よりも深い硬化層が得られ⁹⁾、かつ芯部硬さをコントロールしやすい焼ならしを採用した。

3. 軟窒化性及び合金元素の影響

3・1 調査方法及び供試材

軟窒化性及び合金元素の影響に関するこれまでの報告には、合金元素単味のものが多い。本報告では、Table 1に示す成分範囲で合金元素を複合添加した鋼を14チャージ小型真空溶解炉で溶製して供試材とした。

鋼塊を鍛伸後、1173Kで焼ならしを行い、直径15mm、厚さ10mmの試験片に加工した。軟窒化処理は、当社所有の流動層炉で行い(843K×10h、NH₃/RX=1/1)、さらに軟窒化処理後ハードショットピーニング処理(エアノズル式、エ

* 研究開発本部技術研究所研究第2室
* 2 技術本部技術管理部品質保証室
* 3 研究開発本部技術研究所、工博
* 4 マツダ株式会社(広島県安芸郡府中町新地3-1)

ア圧：49N/cm²、ショット径：φ0.6mm、ショット粒硬さ：54 HRC、投射時間：30s；以下 H-S/Pと称す）を施した。

Table 1 Chemical compositions.

(mass%)						
C	Si	Mn	Cr	Mo	Al	V
0.25	0.25	0.40	0.15	0.00	0.03	0.00
~	~	~	~	~	~	~
0.30	1.00	2.00	1.00	0.50	0.50	1.00

3・2 調査結果及び考察

供試材のマイクロ組織例をFig.1に示す。心部組織は合金元素の量によって異なり、フェライト+パーライトないしベイナイト組織となっている。軟窒化層の最表面には、10数μmの化合物層が認められ、X線回折の結果では、組成的にはいずれもε + γ相の混合相であり、化合物層の組成に対する合金元素の影響は、今回の実験範囲においては認められなかった。

Si、Mn、Cr、Mo、AlおよびV量と軟窒化層の表面硬さ、420および600HVの得られる有効硬化層深さとの関係を、Fig.2からFig.7に示す。

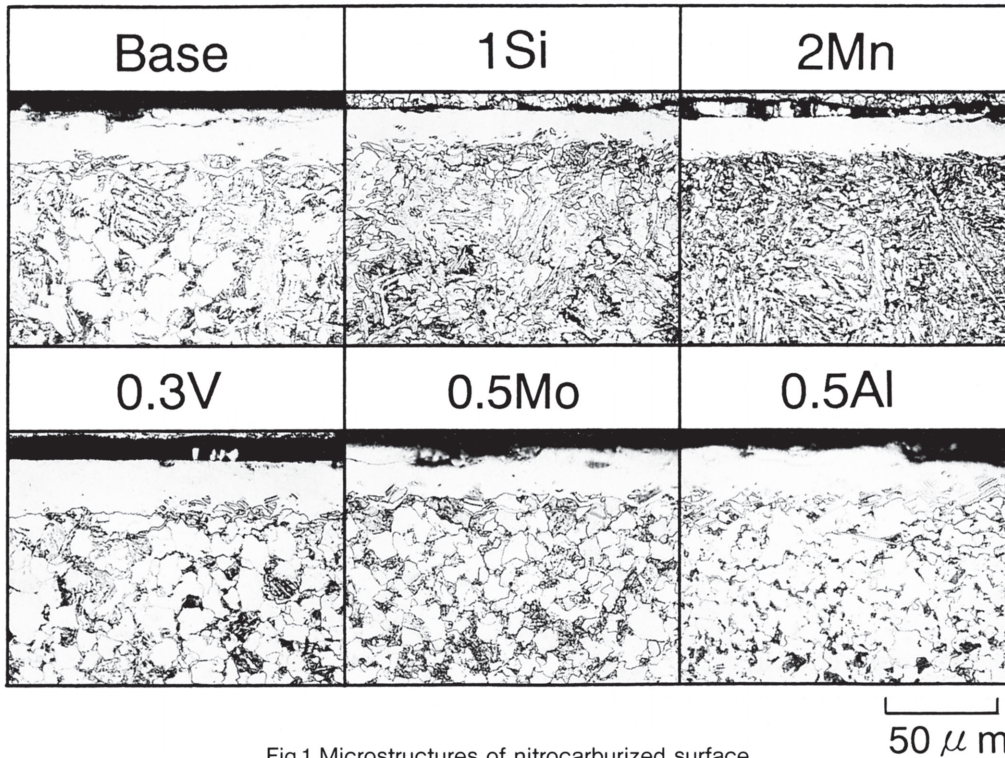


Fig.1 Microstructures of nitrocarburized surface.
(Base steel: 0.25/0.30C-0.5Si-0.9Mn-0.3Cr-0.25Mo-0.5V-0.03Al)

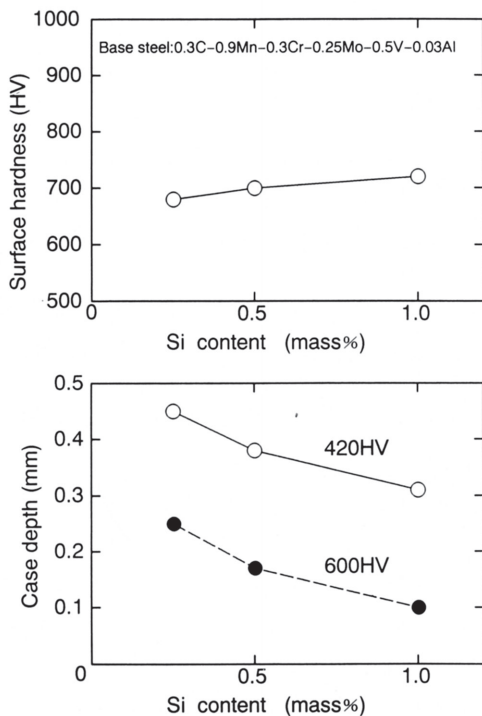


Fig.2 Effect of Si on surface properties after nitrocarburizing.

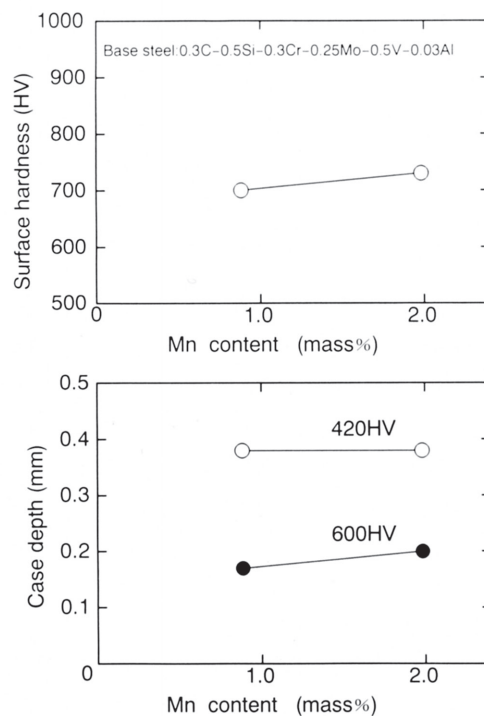


Fig.3 Effect of Mn on surface properties after nitrocarburizing.

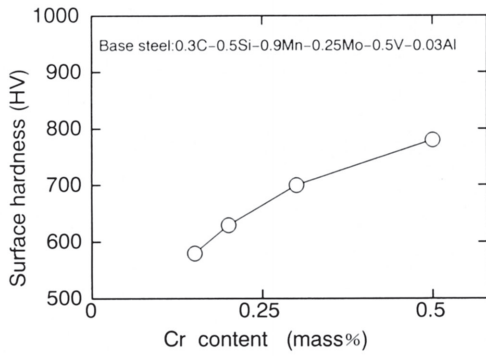


Fig.4 Effect of Cr on surface properties after nitrocarburizing.

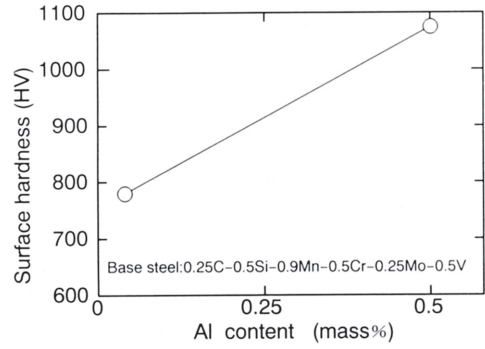


Fig.5 Effect of Al on surface properties after nitrocarburizing.

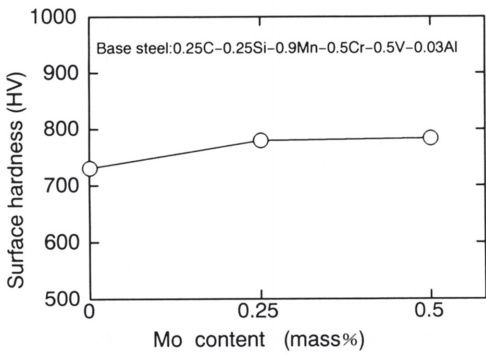


Fig.6 Effect of Mo on surface properties after nitrocarburizing.

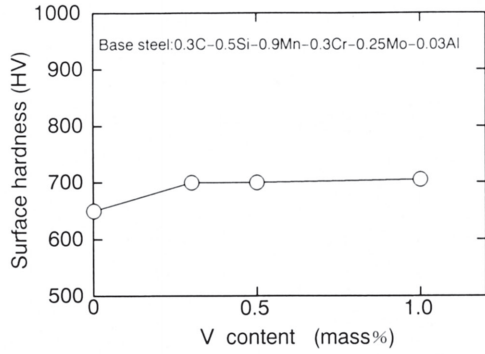


Fig.7 Effect of V on surface properties after nitrocarburizing.

軟窒化性に対するこれらの合金元素の影響は、従来の知見¹⁾²⁾とほぼ一致するものの、今回の結果から新たに得られた結果を含めてそれぞれの元素の軟窒化性に及ぼす影響をまとめると次のようになる。

- Siは、芯部硬さを上げるためには効果的であるが、硬化層深さを減少させるため、軟窒化鋼としてはできるだけ低いほうが好ましい。

- Mnは、軟窒化性に対する明瞭な影響を示さない。

- Crは、軟窒化層の表面硬さを向上させるために有効であり、また有効硬化層深さも増大させ窒化鋼には不可欠の元素であり、通常1%程度以上添加されることが多い。しかしMoやVを複合添加させた場合には、添加量が多すぎると

逆に硬化層深さを減少させるため、表面硬さが浸炭層並みの硬さを目標とする場合の添加量としては、従来のものよりも低いレベルに抑えるほうが好ましい。

- Vは、特に硬化深さを向上させる効果が大きく、Crと同様添加量の最適値が存在する。

- Moも最適値が存在するが、その効果はCr、Vに比べると小さい。

- Alは、Crと同様の効果を示し、さらに表面硬さを上昇させる効果大きい。しかし硬化深さを低下させるために、添加量は少ないほうが好ましい。

以上の結果をまとめるとTable 2のようになる。

Table 2 Effects of alloying elements on nitrocarburizing properties.

	Si	Mn	Cr	Mo	Al	V
Surface hardness	±	±	*	±	*	+ ±
Effective (420HV)	=	±	+ -	±	-	* -
case depth (600HV)	=	±	+ -	+ -	±	* -

(* : very effective、+ : effective、± : not effective、- : harmful、= : fairly harmful、+ - : effective at low content but harmful at higher content)

4. 迅速軟窒化用開発鋼の鋼種特性

4.1 開発鋼 (GN21) の化学成分

前章の知見をもとに、300HVの芯部硬さが得られ硬化特性に優れた軟窒化用鋼としてTable 3に示す成分を設定した。開発鋼の特徴は、従来の窒化鋼では必須元素として高めに設定されているCrを、有効硬化深さを深くするために、特に低めに抑えている。

Table 3 Chemical compositions of rapid nitrocarburizing steel. (GN21) (mass%)

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Al
0.30	0.20	1.50	0.30	0.30	0.30	0.030

4.2 素材のマイクロ組織、硬さおよび機械的性質

直径30mmの鍛伸材および1173K焼ならし材のマイクロ組織をFig. 8に示す。いずれもフェライト+ベイナイト組織であり、硬さは290HB程度となっている。JIS 4号試験片による引張試験およびJIS 3号試験片によるシャルピー衝撃試験の結果をTable 4に示す。

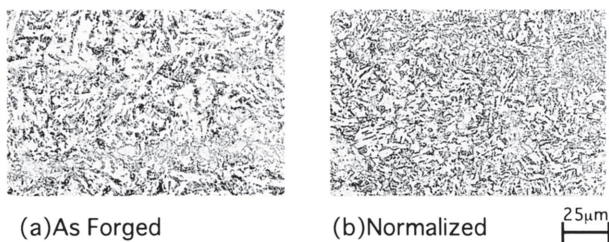


Fig.8 Microstructure of GN21. (30mm ϕ)

Table 4 Mechanical Properties of developed steel.

	0.2%Y.S. (N/mm ²)	T.S. (N/mm ²)	E.L. (%)	R.A. (%)	Hardness (HB)	C.I.V. (J/cm ²)
As forged	672	956	13.8	33.1	292	62.0
Normalized	662	943	16.9	41.6	292	73.5

4.3 軟窒化特性

開発鋼GN21とJIS規格鋼や従来型の軟窒化用鋼の有効硬化層深さと窒化処理時間との関係をFig. 9に示す。GN21は、所期に設定した硬化層深さの目標値を達成するには、目標処理時間よりも長時間を要するものの、一般の強靱鋼や窒化鋼に比べると窒化速度がかなり早く、また従来型の軟窒化用鋼と比べても20%近い迅速化がはかられている。

GN21の軟窒化処理(843K \times 10h)材およびさらにH-S/Pを施した場合の硬さ分布例をFig.10に示す。GN21は、軟窒化処理によって浸炭材並みの700HVの高い表面硬さが得られる。またH-S/Pによって、さらに表面の硬さが50HV程度上昇する。浸炭材の場合は、H-S/Pによって、表面層の硬さは50~100HV程度上昇する。これはH-S/Pによって、浸炭層の残留オーステナイトがマルテンサイト化するためであるが、軟窒化材の場合にはこの効果は期待できず、この場合の硬さ上昇の要因としては、H-S/Pによる加工硬化、および一部侵入したC、Nによる歪み時効が寄与しているものと考えられる。

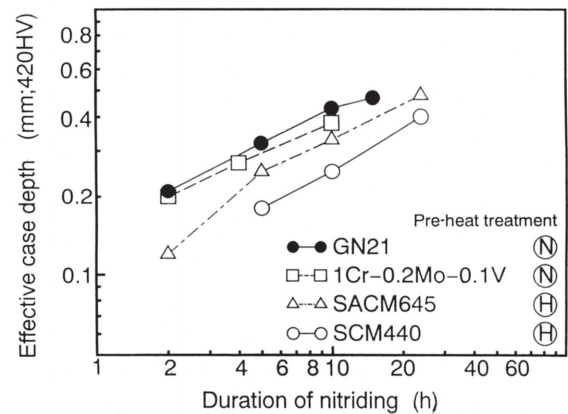


Fig.9 Relationship between duration of nitriding and effective case depth (420HV) for several steels.

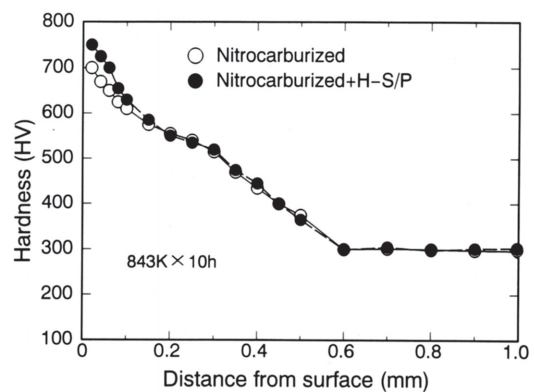


Fig.10 Hardness profiles of GN21. (Nitrocarburized + H-S/P)

X線残留応力測定法で求めた残留応力分布をFig.11に示す。軟窒化のままでも硬化層表面近傍には300MPaの圧縮の残留応力が存在し、さらにH-S/Pを施すことにより最大1050MPaと浸炭材と同程度の残留応力を保有している。

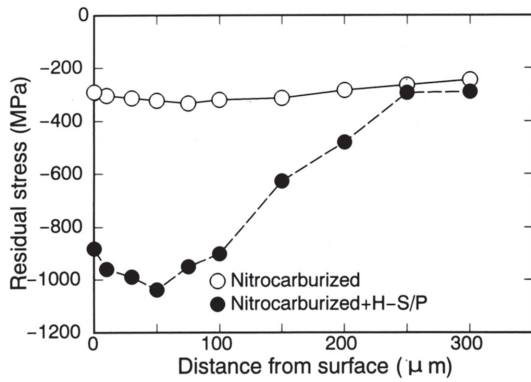


Fig.11 Residual stress profiles of GN21. (Nitrocarburized and +H-S/P)

4・4 熱処理歪特性

熱処理歪特性はUS Navy C型歪試験片を用いて、軟窒化前後の開口部の寸法変化率により評価した。その結果をGN21と同等の焼入性を有するSCM420の浸炭焼入れ焼戻し材の結果と併せてFig.12に示す。

軟窒化鋼の場合は、変態による体積変化が無いいため、熱処理後の歪は浸炭材と比較し1/3以下のレベルに低下する。なお実際の歯車の評価においても非常に良好な歪特性が得られている。

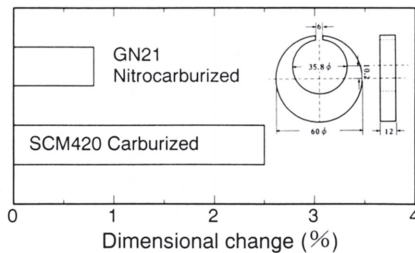


Fig.12 Heat treatment distortion.

4・5 回転曲げ疲労特性

外径丸8mmの切欠き試験片($\alpha=1.96$)による回転曲げ疲労試験の結果をFig.13に示す。軟窒化のままでは疲労限は460MPaであるが、さらにH-S/Pを施すことによって60%以上向上して760MPaとなり、高強度肌焼鋼TSCM820(低Si-1Cr-0.4Mo)の浸炭+H-S/P材の700MPaよりも高

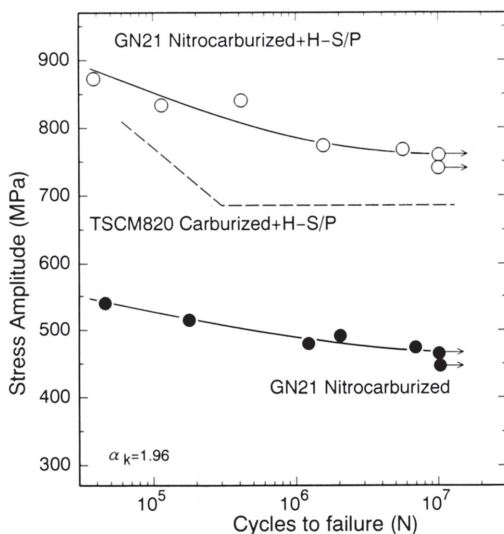


Fig.13 Results of rotating bending fatigue test.

い疲労強度を示している。これは、H-S/Pにより表面に発生した高い圧縮残留応力により疲労強度の向上がはかられたものと考えられる。

4・7 ローラーピッチング寿命特性

イオン軟窒化のままおよびイオン軟窒化+H-S/P材のローラーピッチング寿命試験結果をFig.14に示す。なお試験条件は接触応力3.24GPa、滑り率60%、油温363Kである。軟窒化のままに比べて、H-S/P材のピッチング寿命は若干低下する傾向を示しているが、これはH-S/Pにより表面粗さが劣化したためと考えられる。しかし浸炭+H-S/P材とほぼ同等のピッチング寿命を示している。

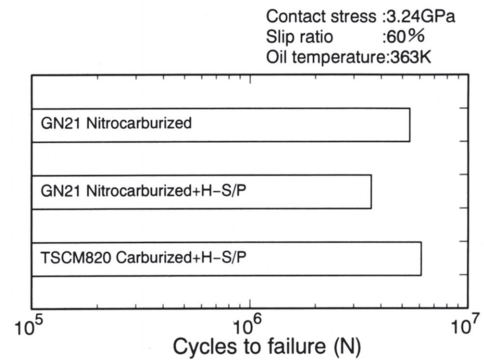


Fig.14 Results of roller pitting fatigue life test.

5. 結言

軟窒化性に及ぼす合金元素の影響を調査し、最適成分を設定することにより、高精度かつ高強度を有する迅速軟窒化用鋼の開発を行った。得られた結論は次の通りである。(1)軟窒化性において、特に硬化深さを深くするためには、CrとV添加量に最適含有量が存在し、Moにもこの傾向が認められる。SiおよびAlの添加は硬化層深さを深くするためには好ましくない。

上記知見をもとに成分設定した開発鋼(GN21)は次の特徴を有している。

(2)軟窒化処理材の熱処理歪みは、同等の焼入性を有するSCM420浸炭材の1/3以下となる。

(3)軟窒化+H-S/P材の疲労強度は、軟窒化のままのものと比較し60%以上向上し、高強度肌焼鋼TSCM820の浸炭+H-S/P材を上回る疲労強度を有している。

(4)軟窒化+H-S/P材は、軟窒化のままのものと比較し、ややピッチング寿命は低下するが、浸炭+H-S/P材とほぼ同等のピッチング寿命特性を有している。

文 献

- 1) 高瀬孝夫：鉄と鋼，66 (1980)，p.1423
- 2) 大沢 恂：電気製鋼，49 (1978)，p.43
- 3) 大木喬夫：熱処理，30 (1990)，p.309
- 4) 藤原達雄，渡辺敏幸：日本金属学会会報，16 (1977)，p.476
- 5) 三輪能久，柴田伸也，花川勝則，生野祐治，三原孝司，迫 誠夫：マツダ技報，No.8 (1990)，p.130
- 6) 小林一博，坪田一一，坂上高志：鉄と鋼，68 (1982)，S1275
- 7) B.Edenhofer und H.Trenkler: Härtereie Technische Mitteilungen, 35 (1980), p.220
- 8) K.Kobayashi, K.Hosoda and K.Tsubota: Proc. of "The 8th International Congress on Heat Treatment of Materials", (1992) Kyoto, p.377
- 9) 大沢 恂，高橋 実，萩原好敏，米村次男：日本熱処理技術協会第22回学術講演大会予稿集，(1986)，p.29