

金型鋼の窒化処理層における熱的挙動に関する研究*1

—実装金型の表面処理による寿命改善技術の開発—

日原 政彦・八代 浩二・小松 利安・倉元 眞實*2
野坂 洋*3・堀越 康弘*4・ミッコ クンプラ*5

Study on Thermal Behavior of Nitride Layer on Die Steel

—Development for Life Up of Dies by Surface Treatment—

Masahiko HIHARA, Koji YATSUSHIRO, Toshiyasu KOMATSU, Makoto KURAMOTO,
Yoichi NOSAKA, Yasuhiro HORIKOSHI and Mikko KUMPULA

要 約

ダイカスト等の熱間金型に用いられている窒化処理層の熱的な特性は、金型の製作技術や操業条件の違いにより大きく異なることが多い。しかし、窒化処理層の分解挙動や窒化物の形態変化に関する知見は、現在でも明確に得られていない。本研究は、金型における表面品質の安定化手法の確立と操業経費の削減を目的に、加工性および溶接性に優れた18Ni系マルエージング鋼について、熱疲労試験によりダイカスト金型への適用性を検討した。併せて、各種の窒化処理および複合窒化処理した金型鋼（SKD61）試験片について、金型への有効な窒化処理方法を検討した。その結果、マルエージング鋼試験片に存在した偏析は、クラック発生の起点とその後の成長を促進させ、熱疲労特性の低下に著しい影響を与えることが明らかとなった。窒化処理した金型鋼の熱疲労特性を検討した結果、表面に窒素化合物が少なく、硬化層深さが100 μ m程度となるガス窒化処理、ならびに、この処理とショットピーニング処理とを併用する複合窒化処理が金型寿命の向上にとって有効であった。

Abstract

Nitride layer treated to hot work die have different properties according to the technical skill of die making and conditions of die operation. Thermal behavior of nitride layer and changes of nitride have not been thoroughly discussed in the past. To establish a method of suitabilization for surface quality of die and lower the cost of operation, adaptability of 18Ni type maraging steel which has good properties of machinability and weldability to die-casting die was studied by thermal fatigue test. Effective treatment for die was studied by the thermal fatigue test, using several types of nitrated and multiple nitrated (nitriding and shot-peening composite treatment) die steel (JIS, SKD61) specimens. As a result, segregation in the maraging specimen developed cracks, fostered the growth in cracks and caused the decrease of thermal fatigue properties. The other hand, the result of nitrated die steel, the gas nitriding which hardened depth was approximately 100 μ m and has a few compound of nitride was most effective for increase of die life. Furthermore, the gas nitriding using with the shot-peening process increased the thermal fatigue properties.

1. 緒 言

構造不況業種に指定され、東南アジアへの生産拠点のシフトに伴う空洞化の影響を受けている金型産業は、多くの産業の根幹を担っている。これらの金型産業においては、

型製造と使用時における品質評価との両者における技術的な確立が求められている。

なかでも、非常に過酷な操業状態を要求されるダイカスト等の熱間金型には、製品表面の安定化の目的で各種の表面処理が用いられている。この処理は金型の耐熱衝撃性および焼付き性等の改善を目的としているが、これらの諸特性は金型の製作技術や操業条件により大きく異なることが多い。金型の安定性維持には、当センターで提案した窒化処理方法が有効となるが、窒化処理層の熱的挙動（ヒー

*1 本研究はH10年度産学官共同研究促進事業（県単事業）において実施した

*2 職業能力開発大学校 産業機械工学科

*3 三井金属鉱業（株） 韮崎事業所

*4 （有）カナック（静岡県）

*5 国営ラウマ社（フィンランド）

トチェック性および溶損性)や窒化物の形態変化に関する知見は、現在でも明確に得られていない。

そこで、まず、加工性および溶接性に優れ、熱処理後の硬さを金型鋼の使用レベル(48HRC)まで高めることが可能な18Ni系マルエージング鋼について、鋼材ならびに窒化処理とショットピーニング処理を併用する複合窒化処理を各々施し、ダイカスト金型への適用性を検討した。次に、各種の窒化処理および複合窒化処理した金型鋼(SKD61)について、処理表面近傍の熱疲労ならびに窒化物の分解等の挙動を評価試験から検討し、金型における表面品質の安定化手法の確立を目的に本研究を実施した。

2. 実験方法

2-1 マルエージング鋼試験片

実験に用いた素材は、2種類の18Ni系のマルエージング鋼AおよびBで、その組成を表1に示す。また、試験片形状を図1に示す。試験片は、材料を溶体化処理(850℃-3h)した後、φ58の円筒形状に機械加工し、さらに時効処理(525℃-6h)を行い、48HRCの硬さとして実験に供した。以下では、これらの時効処理した素材のままの試験片を、M-AおよびM-B試験片と呼ぶ。

その後、試験片の表面に、複合窒化処理(ショットピーニング処理-ガス窒化処理(530℃-5h)-ショットピーニング処理)を施し、実験に供した。時効処理後にガス窒化処理とショットピーニング処理を併用して得られた試験片を、各々GM-AおよびGM-B試験片と呼ぶ。

なお、ショットピーニング処理は、表面の酸化物除去と窒化処理層の密化および圧縮残留応力の付与を目的として、窒化処理前にはカーボランダム、投射圧力0.4MPa、投射時間60秒、および処理後ではガラスビーズ、投射圧力0.3MPa、投射時間60秒の各々異なる条件で行った。

表1 マルエージング鋼の組成

試験片	Ni	Mo	Co	Al	Ti	C
M-A	19	5	9	0.1	0.6	-
M-B	18	5	11	-	0.3	<.01

2-2 ガス窒化および複合窒化処理試験片

実験に用いた素材は金型鋼(SKD61)であり、図1に示した形状に機械加工後、焼入(1030℃-2h、ガス冷却)、焼戻処理(580℃-3hおよび610℃-3h、ガス冷却)を行い、表面硬さを48±1HRCとした。

その後、この金型鋼表面にガス窒化処理(条件A、530℃-5h、以下、G-A処理という)を施すとともに、処理条件

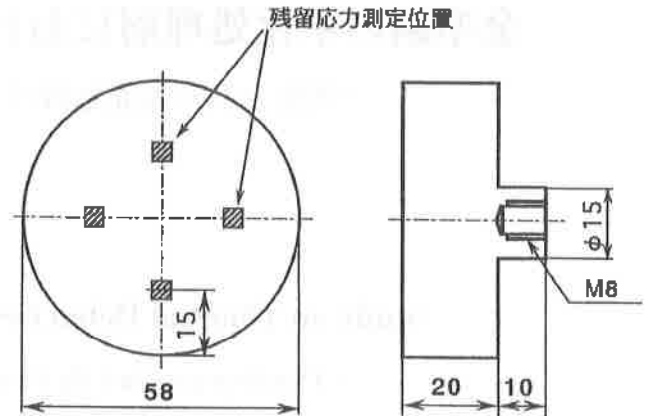


図1 熱疲労試験片形状

の違いが熱疲労特性に与える影響を検討する目的から、処理時間の異なるG-B処理(530℃-7h)を施し、実験に供した。

更に、G-A処理とショットピーニング処理を併用した複合窒化処理試験片、すなわち、G-A処理前および処理前後にショットピーニング処理を施した試験片(以下、P-GおよびP-G-Pと称する)についても検討を行った。

2-3 浸硫窒化処理試験片

試験片は、2-2節と同様に、機械加工ならびに焼入-焼戻処理後、試験片にプラズマ浸硫窒化(570℃-5h)およびガス浸硫窒化(510℃-5h)の2種類の処理を施し実験に供した。また、比較のために表面処理を施さない試験片(以下、無処理試験片という)も併せて準備した。

2-4 熱疲労試験

熱疲労試験は、図2に示すように、試験片端面を加熱-冷却する方法(加熱、570℃まで160秒)-冷却(100℃まで15秒)で、最大1.5×10⁴サイクルまで行った。その過程で所定のサイクル毎に熱疲労試験を中断し、試験片表面

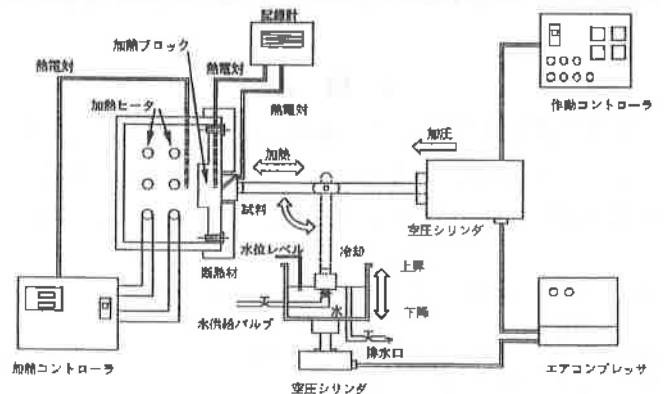
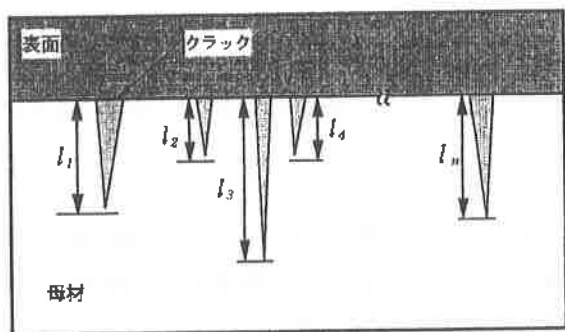


図2 熱疲労試験機



最大クラック長さ: l_{max}
 クラック総長: $l_c = l_1 + l_2 + \dots + l_n$
 クラック数: $N_c = n$

図3 クラック測定方法

のX線回折プロファイル観察および残留応力等の測定を行った。

また、試験終了後の試験片について、断面のクラック観察等を行った。断面に存在したクラックの測定は、端面から15mmの測定範囲を設定し、その範囲内に存在したクラック総数、クラック総長および最大クラック長さについて行った。なお、クラック測定方法を、図3に示す。

2-5 X線残留応力測定

表面処理を施した各試験片においては、ブロードした α Fe211回折が観察された。表面処理により形成した窒素化合物層から得られる回折線は、熱疲労試験過程で消失することを考慮して、応力測定にはCr-K α 線による α Fe211回折を用い、表2に示すX線応力測定条件により行った。なお、熱疲労試験過程における表面の残留応力測定は、所定のサイクル毎に試験を中断して行った。

表2 X線残留応力測定条件

X線源	Cr-K α
フィルタ	V
管電圧	30kV
フィラメント電流	8mA
回折面	α Fe 211
測定法	sin 2ψ 法
X線的応力定数	-297MPa/deg

3. 実験結果および考察

3-1 マルエージング鋼の熱疲労挙動

3-1-1 マルエージング鋼素材の熱疲労特性

図4および図5にM-AおよびM-B試験片の熱疲労試験過程におけるX線回折プロファイルの変化を示す。熱疲労試験前のM-A試験片は、 α Feピークと γ Feピークが明確に認

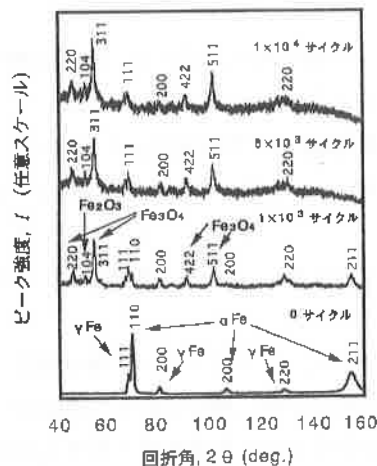


図4 M-A試験片におけるX線回折プロファイルの変化

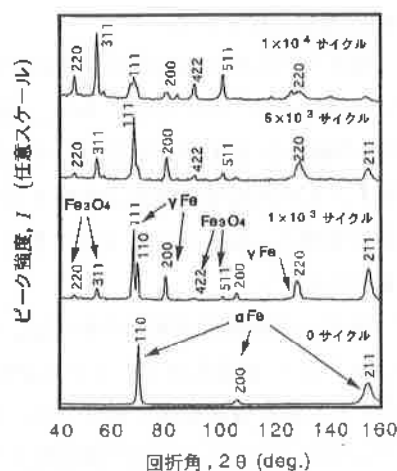


図5 M-B試験片におけるX線回折プロファイルの変化

められた。しかし、これらのピーク強度は熱疲労試験サイクル数の増加と共に低下し、鉄の酸化物 Fe_3O_4 ピークが増加する傾向を示した。

また、 α Fe211回折ピークは、サイクル数が 5×10^3 サイクル近傍で消失した。しかし、オーステナイト相の存在を示す γ Feピークは、 1×10^4 サイクル終了後においても、わずかに認められた。

M-B試験片における熱疲労試験前の回折プロファイルの観察では、 α Feピークのみであり、 γ Feピークの存在は認められなかった。しかし、サイクル数の増加と共に α Feピークは、程度の違いがあるもののM-A試験片と同様に減少し、 1×10^4 サイクルではほとんど存在が認められなくなった。また、 1×10^4 サイクル以降では、 γ Feピークの存在が明確に認められたが、 1×10^4 サイクル程度で γ Feピーク強度も低下する傾向を示した。それに反して、 Fe_3O_4 ピークは、サイクル数の増加に伴い徐々に増加し、酸化物層の厚さは増加する傾向を示した。よって、 γ Feピークの強度低下は、X線侵入深さ ψ の範囲において、熱疲労試験過程での加熱による酸化物層厚さの増加に起因した結果

と考えられる。

マルエージング鋼の硬さの増加は、時効処理時のNi化合物の析出にともなう硬化メカニズムに起因している。本実験における熱疲労試験の加熱保持温度は570℃であり、時効処理温度(525℃)を越えていることから、過時効による素材組織のマルテンサイトからオーステナイトへの変態が促進され、その結果、 γ Feピークが存在したものと考えられる。

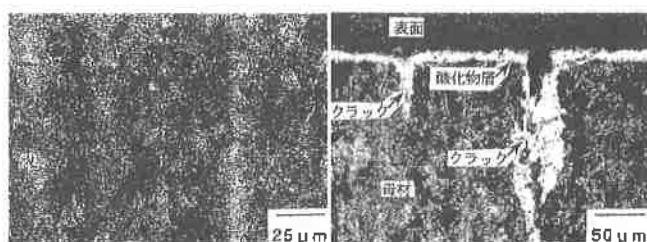
これらのことから、マルエージング鋼の場合、時効温度を越える操業状態で金型に適用すると、過時効によりオーステナイト化が促進され、高温強度や切欠き靱性の低下を誘発させることが明らかとなった。

図6および図7に、熱疲労試験前後におけるM-AおよびM-B試験片の断面組織写真を示す。

M-A試験片(図6)における熱疲労試験開始前の組織は、微細なマルテンサイトを示している。しかし、製鋼過程で生じたバンド状の偏析が素材の引抜方向と平行に認められ、 1×10^4 サイクルの熱疲労試験終了後のクラック開口部内には酸化物が形成し、偏析に沿って深く進展した大きなクラックが観察された。

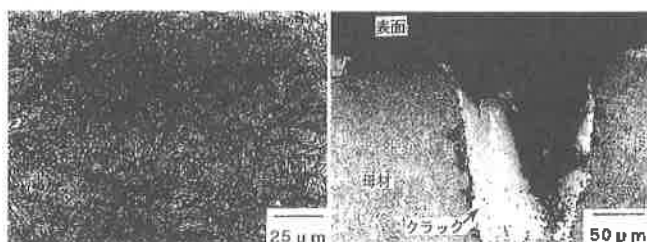
M-B試験片(図7)の熱疲労試験前の組織は、やや大きいマルテンサイトを示し、結晶粒界がわずかに認められた。

1×10^4 サイクルの熱疲労試験後においては、開口部の大きいクラックが発生して、その内部に酸化物が形成したが、M-A試験片と比較すると、そのクラックは表面の領域に多数存在し、あまり内部に進展した状態が観察されなかった。



(a) 試験前 (b) 試験後

図6 熱疲労試験前後におけるM-A試験片の断面組織



(a) 試験前 (b) 試験後

図7 熱疲労試験前後におけるM-B試験片の断面組織

これらの結果から、M-A試験片に存在した偏析は、クラック発生起点となると共にクラックの成長を助長し、熱疲労特性の低下に大きな影響を及ぼすことが明らかとなった。

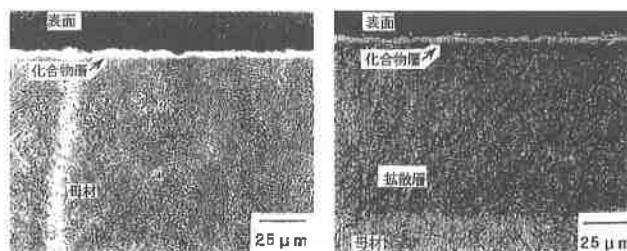
3-1-2 窒化処理したマルエージング鋼の熱疲労挙動

図8(a)および(b)は、GM-AおよびGM-B試験片の熱疲労試験前の断面組織写真を示す。

両試験片ともに、最表面に約5 μ m程度の窒化物と考えられる白層が認められた。GM-B試験片では表面から約100 μ mの領域で、母材に比べ黒く変化した窒素の拡散層が明確に観察され、SKD61に窒化処理を施した際に見られる拡散層と同様な形態を示したが、GM-A試験片では明確な拡散層の存在が認められなかった。

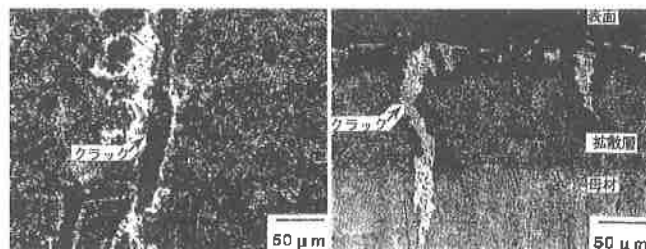
図9および図10は、熱疲労試験後(1×10^4 サイクル)のGM-AおよびGM-B試験片の表面と断面の金属顕微鏡写真を各々示す。

GM-A試験片(図9)の表面には、開口部の大きなクラ



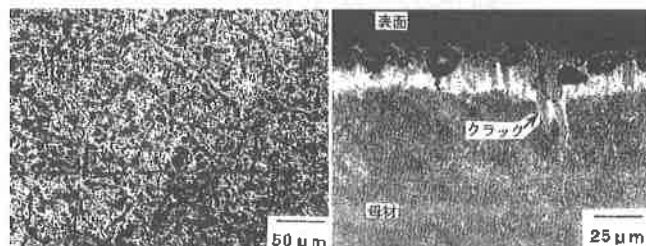
(a) GM-A試験片 (b) GM-B試験片

図8 熱疲労試験前におけるGM-AおよびGM-B試験片の断面組織



(a) 表面 (b) 断面

図9 熱疲労試験後におけるGM-A試験片の観察



(a) 表面 (b) 断面

図10 熱疲労試験後におけるGM-B試験片の観察

ックが一方向に認められ、その間に微細なクラックが観察された。また、断面組織では熱疲労試験後においても窒素の拡散層がわずかに観察されたが、試験過程で発生したクラックは、拡散層領域を越え母材内部まで進展していることが認められた。

一方、GM-B試験片（図10）では、表面に開口部の小さいクラックが亀甲状に発生した。また、このクラックの多くは、表面の酸化層近傍および内部に残存した窒素の拡散層領域内でとどまることが多く、母材の深い領域まで成長したクラックは、GM-A試験片に比べ少ない傾向を示した。

図11に、熱疲労試験後（ 1×10^4 サイクル）における各マルエージング鋼試験片（M-A、M-B、GM-AおよびGM-B）の断面に認められた最大クラック長さを示す。

M-A試験片の最大クラック長さは、試験開始前の素材のオーステナイト組織および偏析に起因して約2.9mmとなり、M-B試験片の値に比べ5倍以上の大きな値を示した。

一方、それらの試験片に複合窒化処理を施すと、各試験片とも、最大クラック長さは著しく低下し、M-A試験片は約700 μm およびM-B試験片は約150 μm となった。

これらの結果から、本実験では熱疲労過程での加熱が素材のマルテンサイト組織から過時効によるオーステナイト組織への変態を促進し、熱疲労特性が低下したものと考えられる。しかし、その試験片表面にガス窒化処理を施すことにより、マルテンサイト組織への窒素の固溶に伴う圧縮残留応力の付与により、ヒートチェックやクラックの発生および進展を抑制させる効果が認められた。よって、マルエージング鋼をダイカスト金型に適用する場合、ショットピーニングとガス窒化処理を併用する複合窒化処理は、金型寿命を向上させる有効な手段になることが明らかとなった。

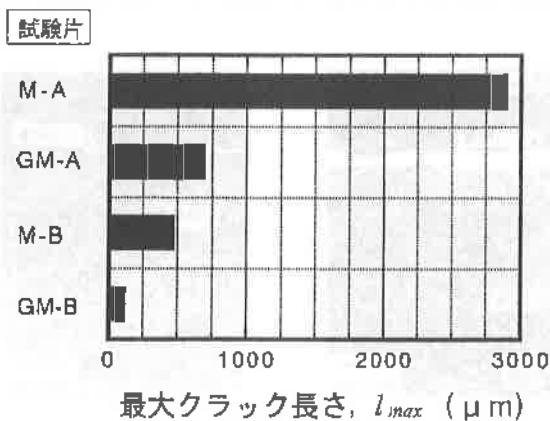


図11 マルエージング鋼試験片の最大クラック長さ

3-2 ガス窒化処理試験片の熱疲労挙動

図12 (a) ~ (d) にG-A、G-B、P-GおよびP-G-P試験片断面の金属顕微鏡組織を各々示す。

G-A、P-GおよびP-G-Pの各試験片の断面観察では、化合物の形成は認められず、拡散層も明確に認められなかった。それに対し、G-B試験片の断面観察においては、最表面に化合物の形成が認められた。しかしこの化合物は、後述する浸硫窒化処理における層状の化合物とは異なる形態が観察された。

複合窒化処理およびガス窒化処理した各種の試験片における試験サイクル数と表面残留応力との関係を図13に示す。

P-GおよびP-G-P試験片は、初期圧縮残留応力値が大きいため、サイクル数が増加してもショットピーニング作用により、表面近傍の圧縮残留応力の解放が少ない傾向を示す。

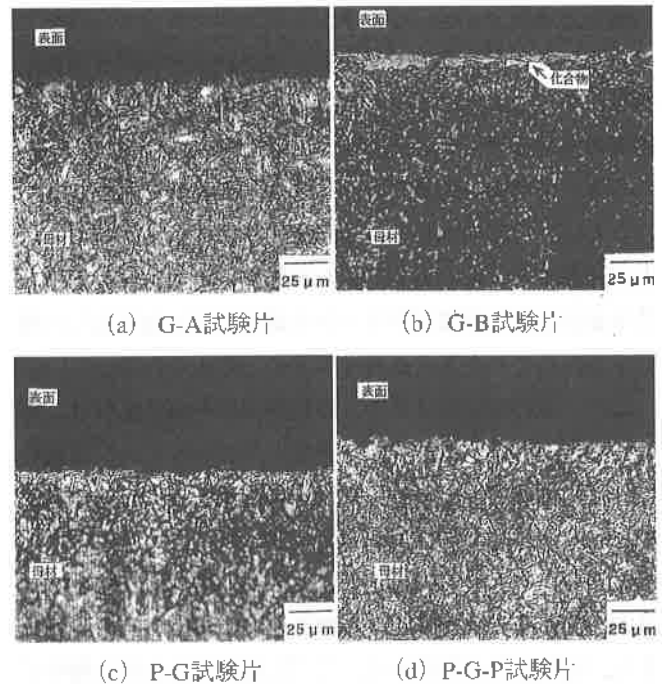


図12 ガス窒化処理試験片の金属顕微鏡組織

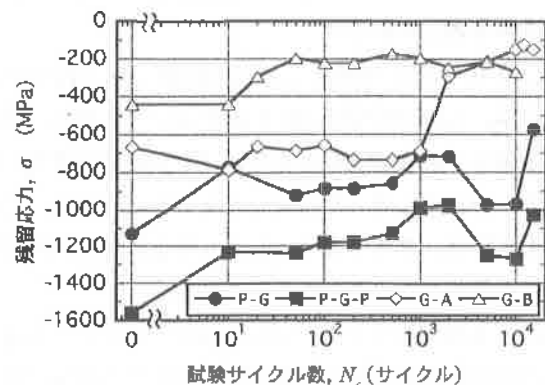


図13 熱疲労試験過程における複合窒化処理試験片等の残留応力変化

した。このように、窒化処理前後におけるショットピーニング処理は、組織のち密化に与える影響が大きいために、高サイクルまで圧縮残留応力が維持されたものと考えられる。

化合物の存在がわずかに認められるG-B試験片は、サイクル数の増加に伴い、圧縮残留応力が減少する傾向を示した。G-A試験片では、サイクル数が 1×10^5 以上になると、G-B試験片と同様に低下した。

G-B試験片は処理表面に形成した化合物層が、熱サイクルによる熱応力の負荷と高温加熱に伴う分解⁹⁾により、試験過程の早期にクラック発生の起点となる。このクラックは、開口部先端の応力集中と粒界酸化の繰り返しにより生地内部へ進展するものと考えられる。よって、G-B試験片は、G-A試験片等に比較して、試験過程で圧縮残留応力が早期に開放されるため、低い応力レベルで推移したものと推察される。

熱疲労試験中におけるクラック発生のメカニズムは以下のように考えられる。すなわち、加熱直後の試験片表面近傍は、急激な温度上昇により加熱部が弾性変形域を越え、圧縮の塑性変形を起こし、転位やすべり帯が形成される。その後、加熱面が急激に冷却されると表層部に局部収縮が起こるが、内部の加熱による膨張領域に拘束されて引張応力が発生する。この引張応力が塑性変形時の転位やすべり帯を起点として微細なクラックを誘発させ、繰り返しの熱サイクルにより大きく成長するものと考えられる。

この一連の熱疲労により、機械加工傷や縞状偏析等、組織の不均一部を起点として、クラックが発生し、冷却過程での冷却水の接触によるクラック開口部内の酸化を伴いながら生地内部に深く成長する⁹⁾。

これらのことから窒化処理層の熱疲労挙動を考察する。窒素は表面の化合物層から拡散層領域において傾斜組成となり、圧縮応力が存在する。この圧縮残留応力が、熱サイクルによって発生した熱応力に影響を及ぼし、熱応力を分散させることからクラック発生・進展防止に効果的な働きをするものと考えられる⁹⁾。

また、X線残留応力測定におけるCr-K α 線のFe中への侵入深さは、 α Fe211回折で約 $5 \mu\text{m}$ と浅いことから、残留応力の挙動は、熱疲労試験過程における表面層の変化（脱窒現象等）を良く反映した結果と考えられる。また、この残留応力変化は、熱疲労過程における窒化処理層の熱的挙動の把握が可能となることを示している。

図14は、各種試験片における 1.5×10^5 サイクルの熱疲労試験後の断面に認められた最大クラック長さの測定結果を示す。また、比較のため表面処理を施さない試験片（無処理試験片、金型鋼（SKD61）と記す）の値を図中に記した。

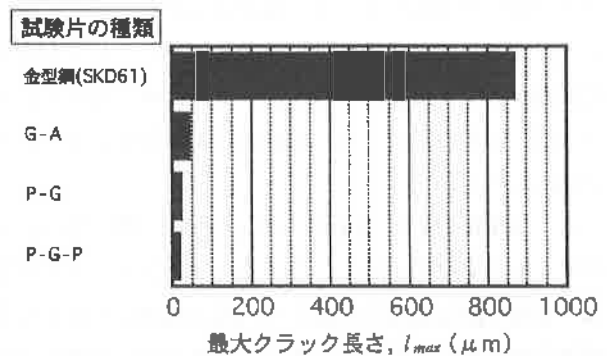


図14 熱疲労試験後における複合窒化処理試験片等の最大クラック長さ

無処理試験片では約 $870 \mu\text{m}$ 、G-A試験片では約 $45 \mu\text{m}$ 、P-G試験片は約 $25 \mu\text{m}$ およびP-G-P試験片は約 $20 \mu\text{m}$ と表面処理状態の違いにより最大クラック長さも異なり、複合表面処理による耐ヒートチェック性の向上も明確となった。

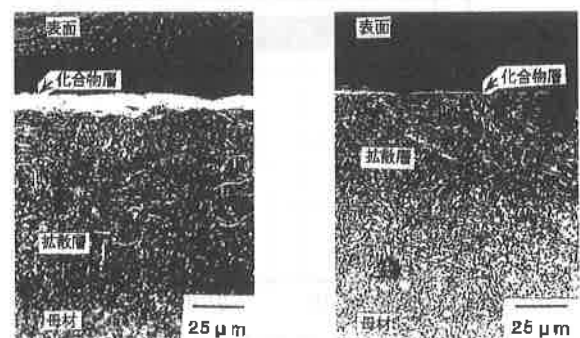
なお、ショットピーニング処理の効果により、表面近傍の圧縮残留応力を付与するとともに、結晶粒の微細化を促進させることが認められ¹⁾、この影響と窒化処理層の存在が相乗的に作用して、熱疲労特性を向上させているものと考えられる。

3-3 浸硫窒化処理試験片の熱疲労挙動

図15 (a) および (b) は、熱疲労試験前における各浸硫窒化処理試験片の断面組織写真を示す。

プラズマ浸硫窒化試験片 (a) では約 $10 \mu\text{m}$ 、ガス浸硫窒化試験片 (b) ではわずかな白色を呈した化合物層の形成が認められ、各試験片ともに、その内部に、拡散層の形成が認められた。これらの化合物層は、後述のX線回折の結果から、 Fe_3N が主体であるが、わずかながら $\text{Fe}_{1-x}\text{S}_x$ (FeS 化合物は処理過程で非化学的景論組成比をとる場合があるため、 $\text{Fe}_{1-x}\text{S}_x$ と表示した) が混在する組成である。

図16は、各浸硫窒化処理試験片の熱疲労試験過程における表面残留応力変化を示す。なお、図中には比較のため、



(a) プラズマ浸硫窒化 (b) ガス浸硫窒化

図15 浸硫窒化処理試験片の断面組織

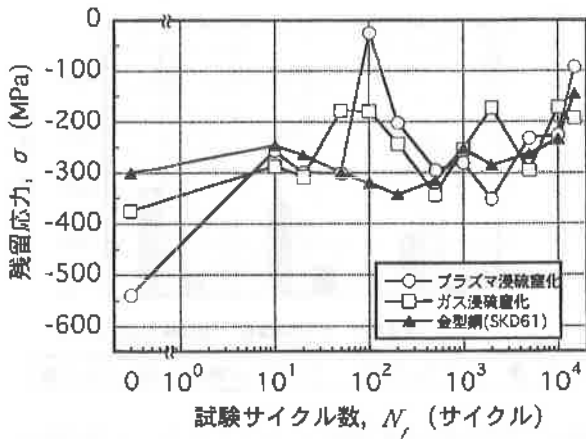


図16 熱疲労試験過程における浸硫窒化処理試験片の残留応力変化

無処理試験片の結果（金型鋼（SKD61）と表記）も▲印で示した。

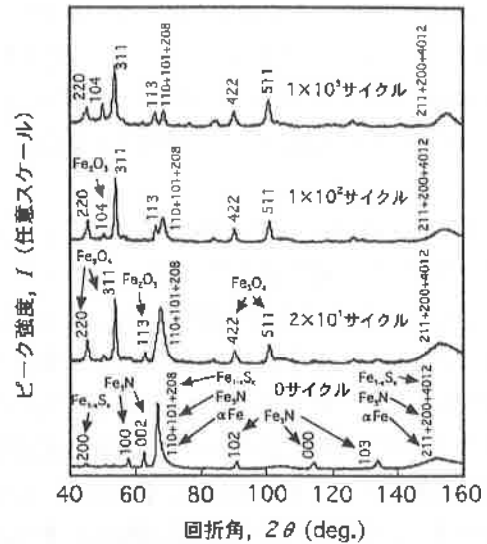
無処理試験片の残留応力は、熱疲労試験開始前から 5×10^1 サイクルまで約 -300 MPa の圧縮応力で安定に推移した。 5×10^2 サイクル以上になると応力はやや低下し、 1.5×10^4 サイクルの試験終了時では約 -150 MPa となった。

ガス浸硫窒化試験片は、試験サイクル数の増加とともに応力は緩やかに低下し、約 1×10^2 サイクルで、各々最小値（約 -200 MPa）をとった後、圧縮応力がやや増加する傾向となり、 1×10^3 サイクルで最大圧縮応力値を示した。その後、応力は再び低下して、試験終了時では両者の試験片ともに約 -200 MPa の値に収束した。

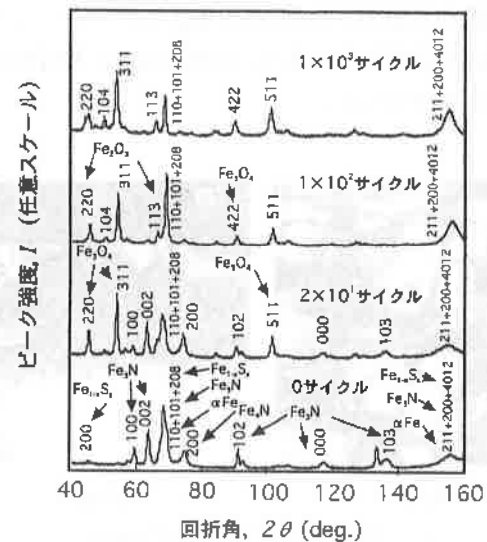
プラズマ浸硫窒化処理した試験片の残留応力は、試験開始前、約 -550 MPa の圧縮応力が存在したが、試験サイクルが 1×10^2 サイクルまでの間にゼロ近傍まで急激に低下した。その後、応力は再び増加し、 1×10^3 サイクルで -300 MPa になった後、緩やかに低下して試験終了時には約 -100 MPa となった。なお、この試験片は、圧縮残留応力の値が他の試験片と比較して、極めて大きな変化を示した。

これらの挙動は、試験開始後、 1×10^2 サイクル付近で試験面の化合物層が急激に分解するとともに、クラックの発生により残留応力が低下したためと考えられる。その後、 1×10^3 から 5×10^4 サイクル近傍の圧縮残留応力は、発生したクラック内部に酸化物がサイクル数とともに成長し、内部膨張に起因した母材への圧縮ひずみの発生が原因で増加したと考えられる。

なお、これらの各試験片とともに、 5×10^3 サイクル以降において、サイクル数の増加に伴い残留応力値は低下する傾向を示したが、これは表面に発生したクラックの生地中への成長、酸化物の形成・脱落および表面層の加熱によ



(a) プラズマ浸硫窒化



(b) ガス浸硫窒化

図17 熱疲労試験過程における浸硫窒化処理試験片のX線回折プロファイル変化

る軟化の繰り返しに起因して、応力解放が生じた結果と考えられる。

図17 (a) および (b) は熱疲労試験過程におけるプラズマ浸硫窒化 (a) およびガス浸硫窒化 (b) 試験片のX線回折プロファイルの変化を示す。

1×10^3 サイクル以降のデータについては、表面に形成した酸化物層の影響から各測定位置によりばらつきが大きいため省略した。

プラズマ浸硫窒化およびガス浸硫窒化試験片は、 α Fe のピークの他に Fe_3N 、 Fe_2N および $Fe_{1-x}S_x$ のピークが各々認められた。これらの化合物のピークは試験初期段階で消失するとともに、無処理試験片に比べ明確な酸化物のピークが観察された。これらの各試験片は、試験開始前においてプロ

ードした α -Fe₂O₃のピークが観察されたが、試験サイクル数の増加とともに、ピークはシャープになる傾向を示し、窒化物層の分解ならびに α -Feへの移行が明らかとなった。なお、これらの傾向はJacobsら⁹⁾の結果とも傾向が一致した。

図18 (a) および (b) は 1.5×10^4 サイクルの熱疲労試験後における各試験片の断面および表面のクラック観察結果を示す。なお、表面観察は試験過程において酸化層が形成されることから、バフ研磨により部分的に酸化層を除去し、研磨された部分と酸化層が共存する状態で行った。

試験後のプラズマ浸硫窒化およびガス浸硫窒化試験片の表面には、微細なクラックが亀甲状に多数存在したが、この微細なクラックはプラズマ浸硫窒化試験片に多く認められた。

断面観察においては、試験前に存在していた表面の化合物層は試験後に消失したが、拡散層は残存していた。なお、ガス浸硫窒化試験片の結果は、無処理試験片と同様なクラック発生形態を示した。

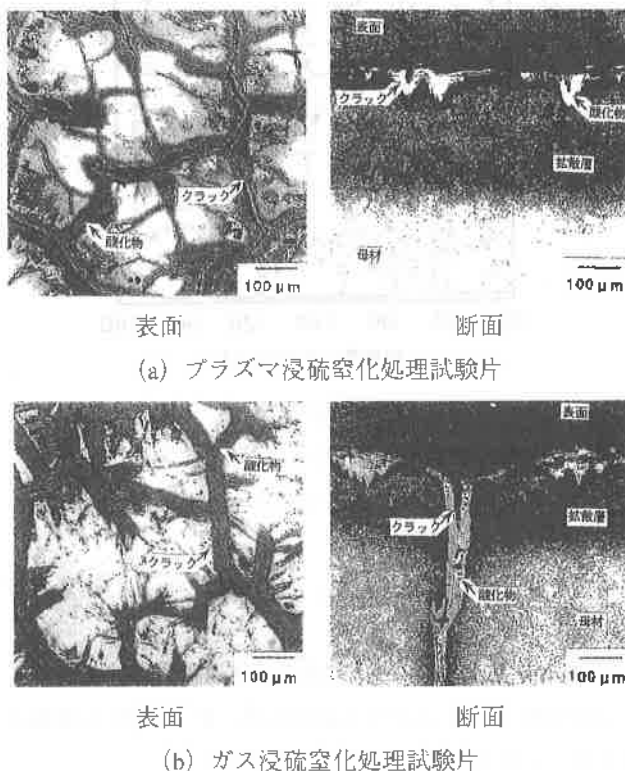


図18 熱疲労試験後における浸硫窒化処理試験片の観察

図19は、 1.5×10^4 サイクルの熱疲労試験後の断面に発生した最大クラック長さ、クラック総長およびクラック総数の測定結果を各々示す。

プラズマ浸硫窒化およびガス浸硫窒化試験片は、表面に形成したFe₃N等の高い硬さで脆性的な化合物層の影響と、加熱による分解も付加されたため、試験初期に微細なクラ

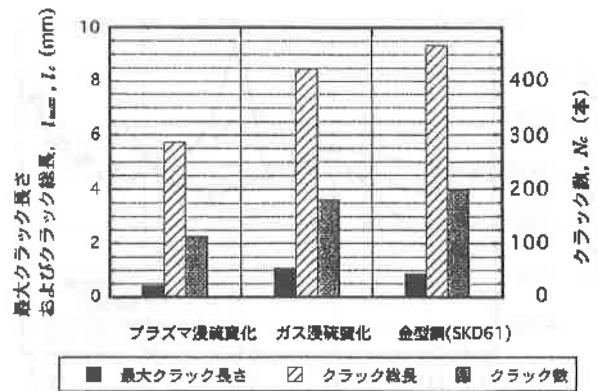


図19 浸硫窒化処理試験片におけるクラック測定結果

ックが多く発生したと考えられる。しかし、表面近傍での熱応力の分散および拡散層の存在は、クラックの進展速度を遅延させる効果を持つものと考えられる。

クラック総長について2種類の浸硫窒化試験片を比較すると、ガス浸硫窒化試験片がより大きくなる傾向を示した。

クラック測定結果の各項目において、プラズマ浸硫窒化試験片は、無処理試験片 (SKD61) と比較して、全て良好な値を示したことから、耐熱疲労特性にとって有効に作用すると考えられる。しかしながら、その効果は、3-2節で述べたガス窒化ならびに複合窒化処理試験片と比較すると、小さいことが明らかとなった。

4. 結 言

18Ni系マルエージング鋼について、素材ならびに窒化処理とショットピーニング処理を併用した際のダイカスト金型への適用性を検討した。また、各種の窒化処理および複合処理した金型鋼 (SKD61) について、処理表面近傍の熱疲労挙動並びに窒化物の分解挙動の評価試験から、金型への有効な処理方法について検討した結果、以下のことが明らかとなった。

- 1) マルエージング鋼試験片において、試験片に存在した偏析は、クラック発生 の 起 点 とな る と 共 に ク ラ ッ ク の 成 長 を 促 進 さ せ、 熱 疲 勞 特 性 の 低 下 に 大 き な 影 響 を 及 ぼ す こ と が 明 ら か と な っ た。 ま た、 試 験 過 程 で 表 面 の 加 熱 に よ る マ ル テ ン サ イ ト か ら オ ー ス テ ナ イ ト へ の 変 化 が 認 め ら れ た。
- 2) 窒化処理した金型鋼の熱疲労に伴う金型寿命の向上には、表面に窒素化合物が少なく、硬化層深さが100 μ m程度となるガス窒化処理が有効であった。また、この処理とショットピーニング処理とを併用すると、熱疲労特性は更に向上する傾向を示した。
- 3) 浸硫窒化処理した試験片は、熱疲労試験過程の加熱により、表面に形成した化合物層が消失し、 α -Feの形成が

認められた。

4) 窒化処理を施した試験片は、熱疲労試験過程の加熱による処理層の分解および変成に伴って残留応力値に変化が認められた。この結果、X線による残留応力測定は、ダイカスト金型の表面品質の管理に適用できることが明らかとなった。なお、これらの結果に基づき、ダイカスト金型へガス窒化処理を施して実証試験を行ったところ、金型寿命の向上が認められた。なお、これらの結果については次報で詳細を述べる。

参考文献

- 1) 紀田兼昭：特殊鋼，Vol.45，No.9，p.6 (1996)
- 2) 八代浩二，日原政彦，倉元眞實：非破壊検査，Vol.47，No.9，p.658 (1998)
- 3) 理学電機(株)編：X線回折の手引き，p.4，(1981)
- 4) 八代浩二，日原政彦，多川勝博，倉元眞實：非破壊検査，Vol.46，No.3，p.197 (1997)
- 5) 日原政彦：ダイカスト金型の寿命向上と対策，軽金属通信アル社，p.64 (1994)
- 6) 日原政彦，向山芳世，緒方 勲：精密工学会誌，Vol.56，No.8，p.1507 (1990)
- 7) (株)不二製作所：特許公報，H2-17607号，(1990)
- 8) H.Jacobs, D.Rechenbach und U.Zachwieja: Harterei-Technische Mitteilungen, Vol.50, No.4, p.205 (1995)