

加工熱処理と表面処理の複合による 塑性加工用金型の寿命向上に関する研究

茨城大学 工学部

大森宮次郎

(昭和63年度研究開発助成 AF - 88019)

表面窒化処理を施した熱間加工用 金型鋼SKD61の特性 (その1)

1. 緒言

ダイカスト用金型は、急速な加熱、冷却の熱サイクルの繰返しを受けるため、型の表面と内部に温度勾配が生じ熱応力が発生する。この熱応力が繰返されると表面にマイクロチェックが発生しヒートチェックに成長する。このヒートチェックは製品の肌に転写され外観、形状、寸法、製品価値に悪影響を及ぼすばかりでなく金型の寿命を著しく低下させる。この対策として、表面処理や加工熱処理を施し、表面ばかりでなく、母材の強化も図る必要がある。

表面処理としての窒化処理は、処理温度が500~600℃であるため母材の性質を損う事がなく、耐疲労性、耐摩耗性を向上させる表面層が得られるため、いろいろな鋼に利用されているが、耐ヒートチェック性に関する報告はそれほど多くはない。

一方、加工熱処理のうちの改良オースフォームは、鋼の強靱化法として最も実用的である。改良オースフォームは、疲労強度、衝撃じん性、引張り強度などを向上させることをこれまでに筆者の一人がすでに報告している。

Table 1 Chemical composition of material

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
SKD 61	0.37	0.88	0.43	0.008	0.002	5.16	1.24	0.58

(In weight%)

このように窒化処理でえられる性質と改良オースフォームの特性を複合することができればより大きな効果が期待できるものと思われる。本研究は、改良オースフォームした試片に窒化処理を施した場合の機械的特性（引張強さ、伸び、表面強度）について検討した結果について報告する。また、ヒートチェック発生装置を試作し、窒化処理材と無窒化処理材の耐ヒートチェック性についても検討を行った。

2. 実験方法

2.1 供試材

本実験に用いた鋼材は、市販の熱間加工用合金工具鋼SKD61であり、その化学組成を表1に示す。

厚さ60mmの圧板材より所要の寸法に切断した試片素材を球状化処理を施して使用した。

2.2 加工熱処理

図1に本実験で用いた加工熱処理を図式的に示す。図中のAはオースフォームであり、オーステナイト化温度1030℃から温度500℃に試片を急

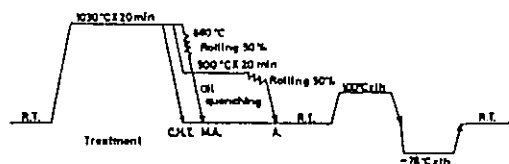


Fig. 1 Processes of conventional heat treatment and thermomechanical treatment

冷し、続いて500℃で20分間保持した後、圧延加工を行い、ただちに油中に急冷した。また、MAは、改良オースフォームであり、オーステナイト化温度1030℃から試片を急冷し、試片温度が860℃に到達してから圧延を開始して、その後直ちに油中に急冷した。急冷した試片をさらに温度100℃の熱湯に60分間保持した後、-78℃で60分間サブゼロ処理を行った。使用した圧延機は、ロール直径150mmの2段式のもので、ロール周速7m/minで圧延を行った。オースフォームと改良オースフォームの効果を調べる目的で試片をオーステナイト化後、直ちに油中に急冷した通常熱処理試片（図中CHT）も準備した。

2.3 ガス窒化処理

デグザ社の真空炉VKU-D-70を用い、真空中で数種の混合ガスを使い、温度530℃、560℃、580℃ 3時間の窒化処理を行った。

2.4 試験方法

2.4.1 引張試験および硬さ試験

オースフォーム、改良オースフォームおよび通常熱処理した鋼にさらに窒化処理した場合の強度等の基本的資料をえるため引張試験を行った。引張試験片は厚さ3.0mm、試験部の幅5.0mm、標点距離15.49mmの寸法をもつ板状のものである。また、加工熱処理と窒化処理を複合した効果の比較の基準とするため、図1の加工熱処理後530、560、580℃×3時間で焼戻したのもも準備した。試験は、万能材料試験機（10ton）を用いて行い、引張強さと伸びを測定した。

窒化温度の影響を調べるため、処理後表面からの硬度分布および組織観察を行った。硬度は、マイクロビッカース硬度計を用い、荷重300gで行った。また、組織は、5%ナイトールを用いて現出させ、光学顕微鏡で観察した。

2.4.2 抗折試験

ヒートチェックとは、熱疲労により型の表面に

微細亀裂が発生する現象であり耐ヒートチェック性とは亀裂発生および成長に対する抵抗力である。

そこで、亀裂発生に対する抵抗力を測定するため抗折試験による評価を試みた。表面付近の組織がどのように抵抗力に影響を及ぼすかを調べるため、図1の加工熱処理後窒化処理（560℃×3時間）を行った試片の表面をバフ研磨して行った。研磨量は、図6の組織写真より窒化物層が存在する組織、わずかに窒化物が存在する組織、窒化物が見られない組織とするため5μm、15μm、40μmとした。試験片の寸法形状は幅15mm、厚さ5mm、長さ120mmの板状試片である。試験は、支点間距離100mmの3点曲げで行い、荷重を段階的に増加させ、その都度試験片を試験機から取りはずして亀裂発生状況を工学顕微鏡で観察し、亀裂発生応力、破断応力を測定した。

2.4.3 熱疲労試験

熱疲労試験は、ダイカスト作業中に起こる熱応力の繰返し過程を迅速に行うモデル試験であり、その方法は種々提案されている。本実験で用いた方法は、ガス火炎加熱方式で図2に示す形状のものである。試片をガス火炎で500℃に加熱後、材料を30℃の水に急冷する方法をとった。加熱から冷却までの1サイクル時間は70秒である。試片は、30×30×10mmの板状試片で熱処理は、通常熱処理と通常熱処理にガス窒化処理（560℃×3時間）を施したものを使用した。

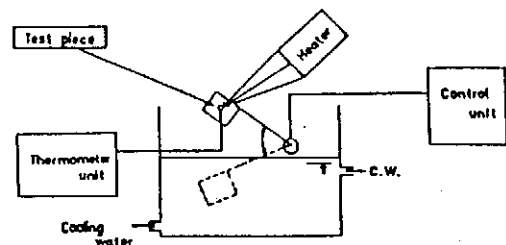


Fig. 2 Schematic diagram of heat checking test

3. 実験結果および考察

3.1 硬さ分布と組織

図3~5に図1の加工熱処理後530、560、580℃×3時間の窒化処理を施した試片の表面からの硬度分布を示す。

同じ処理温度で比較すると窒化層部は、加工熱処理の効果が見られず同じ分布曲線となっている。しかし、内部は加工熱処理の効果がみられオースフォーム、改良オースフォーム、通常熱処理の順に硬さが高くなっている。また、図6に改良オースフォーム後窒化処理を施した試片の表面層組織を示す。左端が、窒化表面である。560、580℃は、大きな差は見られなく表面に白層が生じ、それに続く拡散層には、大きな波状の窒化物がみられる。530℃には、白層がほとんど見られ

ず、拡散層の窒化物も560、580℃に比べて小さい。

3.2 引張特性

引張試験によって得られた各熱処理における引張強度およびビッカース硬さと処理温度の関係を図7に示す。また、伸びと処理温度の関係を図8に示す。

図7から、無処理材の引張強度はそれぞれのビッカース硬さに応じてオースフォームが最も高く、以下、改良オースフォーム、通常熱処理の順となっている。通常熱処理材に比べオースフォーム材は108~256MPa、改良オースフォーム材は98~108MPaの引張強度の改善となっている。しかし窒化処理材では、無処理材で見られたような

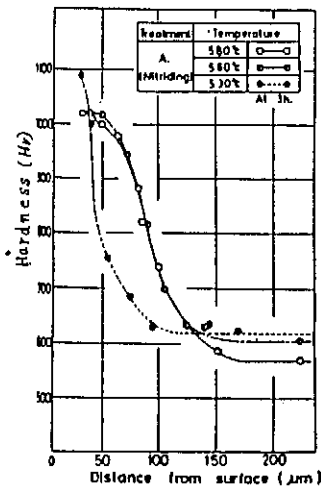


Fig. 3 Relation between Hv and distance from surface

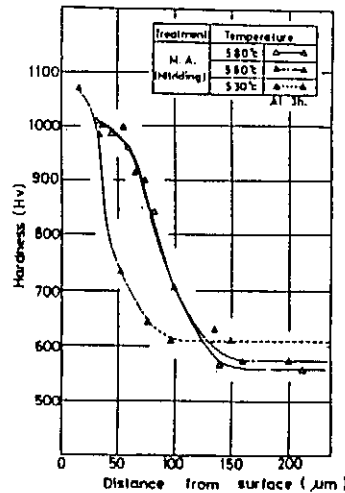


Fig. 4 Relation between Hv and distance from surface

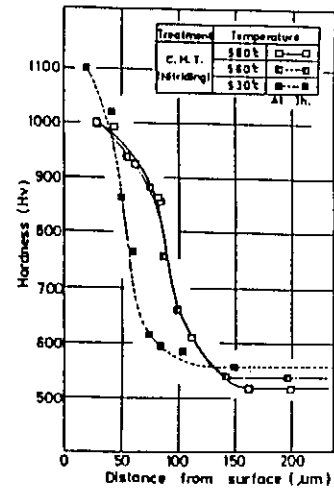
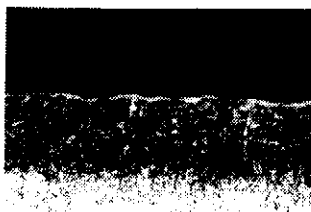
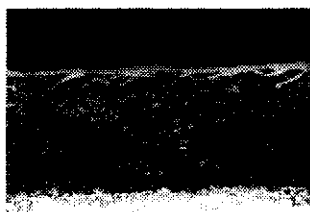


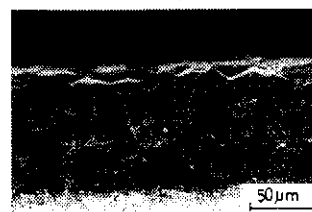
Fig. 5 Relation between Hv and distance from surface



530°C x 3h



560°C x 3h



580°C x 3h

Fig. 6 Difference of micro structures of surface with nitriding condition.

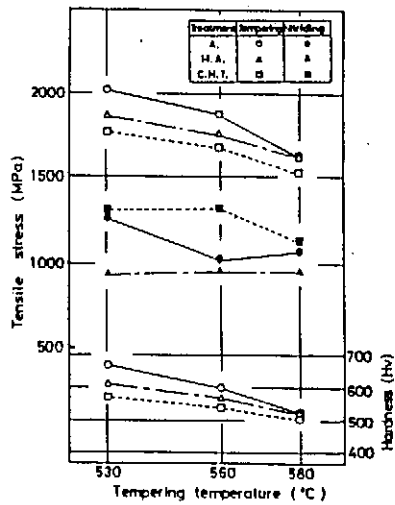


Fig. 7 Relation among tensile stress, Hv and tempering temperature in nitriding and non-nitriding test pieces

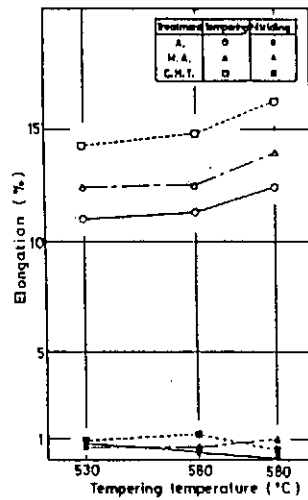


Fig. 8 Relation between elongation and tempering temperature in nitriding and non-nitriding test pieces

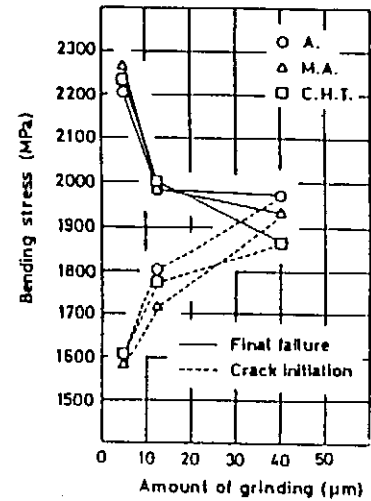


Fig. 9 Relation between amount of grinding and bending stress

一定の関係は得られず、無処理材に比べ引張強さは低くなり、熱処理による相違は見られなかった。また、無処理材は10%以上の伸びを示しているが、窒化処理材は、1%程度でほとんど伸びないで破断した。表面の硬い窒化層が変形を拘束しているためと考えられる。このことから、窒化処理材では表面層の引張り特性が、窒化処理材全体の引張特性を決定していると考えられる。

3.3 亀裂発生状況

各熱処理における亀裂発生応力及び破断応力と表面研磨量の関係を図9に示す。当然のことながら亀裂の発生は、すべて試片の引張り側に発生した。5 μm 研磨した試験片は、亀裂発生応力と破断応力の差が大きく、40 μm 研磨した試験片は、亀裂発生と同時に破断している。研磨量が少ないほど、つまり表面が厚いほど亀裂発生から破断までに荷重に耐えることがわかる。しかし、ヒートチェック発生に対する抵抗力が曲げ変形による亀裂発生に対する抵抗力に対応するとすれば、40 μm 研磨した試片の耐ヒートチェック性は5 μm

研磨した試片に比べ優れている。また、40 μm 研磨した試片で改良オースフォーム材、オースフォーム材の亀裂発生に対する抵抗力が通常熱処理に比べ大きく耐ヒートチェック性に優れていることを示唆する。このことは、母材の強化が耐ヒートチェック性に有効である事を示すと同時に、窒化処理条件あるいは窒化後のなんらかの処理により表面層をコントロールすることができれば、亀裂発生に対する抵抗力を大きくすることができ耐ヒートチェック性に有効な組織を作りだせることを示している。

3.4 熱疲労試験

通常熱処理材（無処理材）と通常熱処理材に窒化処理を施した試片（処理材）のヒートチェック進行状況を試片中心部のヒートチェックの平均開口幅、平均深さで調査した。図10に各サイクル数における試片表面のヒートチェックの進行状況を示す。窒化処理材は、無窒化処理材に比べヒートチェックの発生は早い、ヒートチェックの進展、表面の脱落は遅いことがわかる。

図11にサイクル数とヒートチェックの平均開口幅を、図12にサイクル数とヒートチェックの平均深さの関係を示す。初期段階（0～500サイクル）では、亀裂開口幅、深さとも処理材は無処理材に比べ大きい。しかし、500サイクル以後、処理材の亀裂成長は無処理材に比べ抑制される傾向があり、約1000サイクル以後では、亀裂開口幅、深さ共無処理材の方が大きくなる。2000サイクルでは、処理材の亀裂開口幅は、無処理材の約54%、深さは無処理材の約82%となっている。

このように、窒化処理材は無窒化処理材に比べ

ヒートチェックの発生は早いですが、その後の成長が遅い傾向がわかる。これは、表面硬化層の有無、圧縮残留応力の有無に関係するものと思われる。

4. 結果

熱間加工用型鋼SKD61について、オースフォーム、改良オースフォームと窒化処理の複合化を調べた結果、以下のことが判明した。

(1) ガス窒化処理は、本鋼の引張強度、伸びを低下させる。また、ガス窒化処理を施すと、処理前の加工熱処理の引張強度特性の効果が失われる。

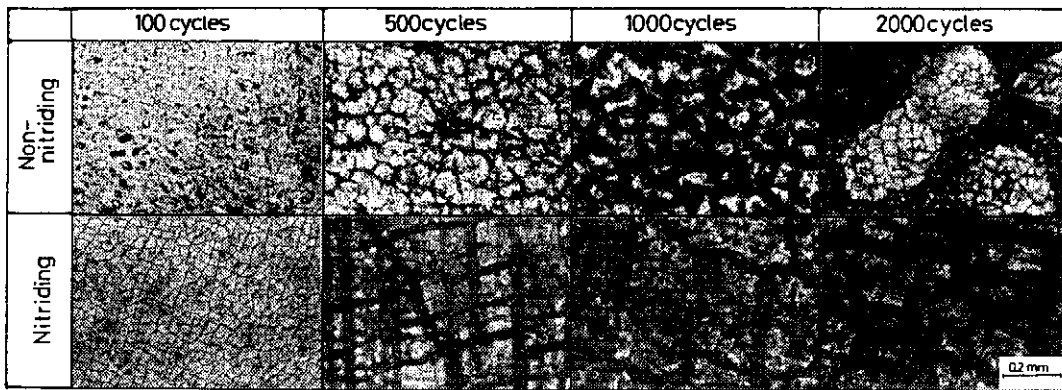


Fig. 10 Heat check pattern of non-nitriding and nitriding specimens.

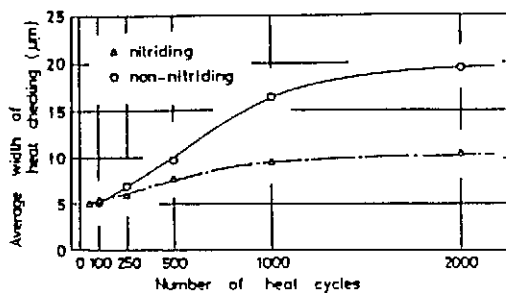


Fig. 11 Relation between average widths of heat checking and number of heat cycles on nitriding and non-nitriding test pieces

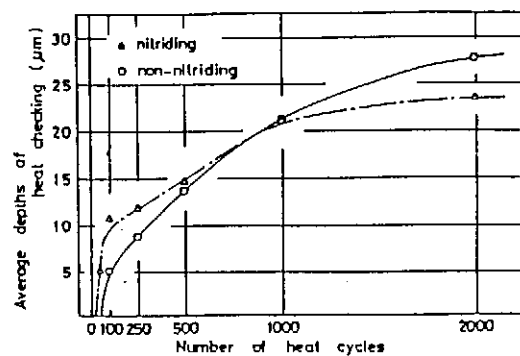


Fig. 12 Relation between average depths and number of heat cycles on nitriding and non-nitriding test pieces

(2) 窒化層の厚さが、破断応力、亀裂発生応力に大きく影響を及ぼし、窒化層が厚いほど破断応力が大きくなるが亀裂発生応力は小さくなることが抗折試験により確かめられた。

(3) 試作したヒートチェック装置で、ヒートチェ

ックを発生させる事が可能であることが確認された。ヒートチェック試験は、ガス窒化処理が耐ヒートチェック性の向上に有効であることを示した。

窒化処理を施した熱間加工用型鋼の耐ヒートクラック性に関する研究(その2)

1. 緒言

ダイカスト用金型は急速な加熱、冷却の熱サイクルの繰返しのための熱疲労によりヒートクラックが発生する。ヒートクラックの成長はその付近の酸化、脱落を伴いながら金型表層部、内部に進展し、金型の寿命を決定する要因となっている。このヒートクラックが製品の肌転写されると商品価値を低下させ、形状や寸法が不適格になる、離型抵抗の増大により生産性が悪くなる、金型保全工数やその費用が増加するなどの不都合が生じる。このヒートクラックを抑制し、金型の寿命を向上させるために、金型に表面処理を施す場合が多くなっている。

本研究では、表面処理として表面ガス窒化処理を用い、窒化処理による窒化層厚さが耐ヒートクラック性に影響を及ぼすと考えられるため、温度条件を変えた窒化処理を施して得られる異なる窒化層の耐ヒートクラック性について比較検討した。

2. 実験方法

供試材は、一般にダイカスト用金型材として使用されている熱間加工用型鋼SKD61を用いた。その化学組成をTable. 1に示す。30×30×10mmの形状の試験片に430℃×3h、460℃×3h、500℃×3h、530℃×3hの窒化処理を施し、窒化処理後、白層除去のため表面から5μm研磨した。Fig. 1は窒化処理後の窒化層硬度分布を示し、窒化処理温度の高いものほど表面硬度が高く、内部硬度は500℃処理材が最も高くなっている。ヒートクラック試験は、熱源としてガスバーナーを用いた自作の試験装置を使用し、試験片表面温度において約500℃まで加熱、その後水冷約30秒を1サイクルとする試験を行った。試験回数は50、250、500、1000サイクルとし、試験終了後、表面き裂

Table. 1 Chemical composition of material.

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
SKD 61	0.37	0.99	0.43	0.008	0.002	5.16	1.24	0.58

(in weight %)

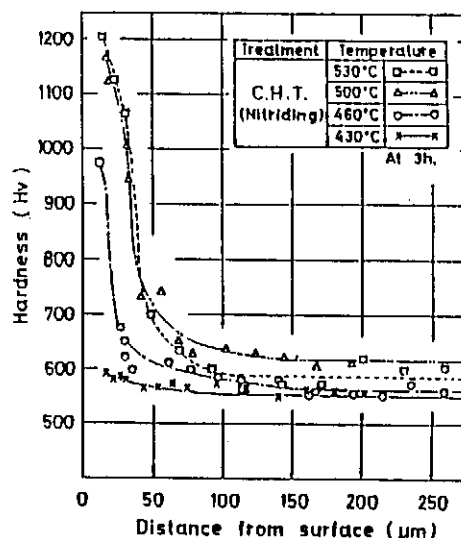


Fig. 1 Relation between hardness and distance from surface.

状態観察、あらさ測定、そして、き裂深さ測定、き裂開口幅測定を行った。また、試験片表面の残留応力をX線回折装置を用いて測定した。

3. 実験結果

試験後の試片表面き裂状態の光学顕微鏡写真をPhoto. 1に示す。50サイクル終了時においてどの処理材も顕著なクラックは見られず、サイクル数の増加に伴いクラックが発生、成長し、1000サイクル終了時では、大きく成長したクラック間に微細のクラックが、また、クラック付近には、脱落が観測される。Fig.2に表面中心部の中心線平均あらさとサイクル数の関係を示す。50サイクルにおいてどの処理材もあらさは小さく、500サイクル以上で安定する傾向が見られる。500℃処理材は他の処理材に比べ、どのサイクルにおいても高い値を示している。このような耐ヒートクラック

ク性の相違は表面及び母材の靱性によるものと考えられるため、表面残留応力測定結果を Fig. 3 に示す。窒化後の表面の残留応力は、500℃処理材が最も高い圧縮応力値を示しており、この残留応力が耐ヒートクラック性に影響していると思われる。また、サイクル数の増加に伴いどの処理材も圧縮応力が徐々に小さくなり応力値0になる傾向が見られる。

参考文献

(1) Bock, R.A. & Justusson, W.M. : Metal Progr., 94 - 6 (1968), P107

(2) 大森宮次郎、山崎明 : 熱処理 20 (1980)、P82。

(3) 大森宮次郎、佐藤順久、山崎明 : 塑性と加工 22 (1981)、P704

(4) 紀田兼昭、清山紘一 : 合成樹脂工業 36 (1989) P1

(5) 鈴木宗男、石原紋三朗、宮地英敏 : ダイカスト 52 (1973)、P21

(6) 大森宮次郎、伊藤伸英、小川浩一 : 日本熱処理技術協会講演概要集 (1989)、P41

(7) 日原正彦、藤原和徳、向山芳世、緒方勲 : 精密 56 (1990)、P906

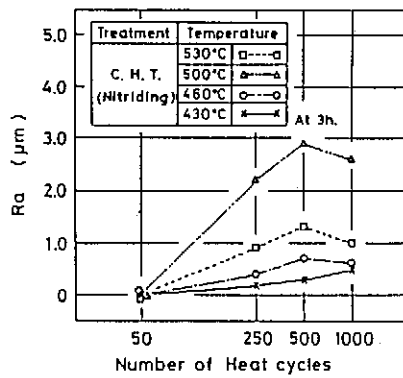


Fig. 2 Relation between Ra and number of heat cycles.

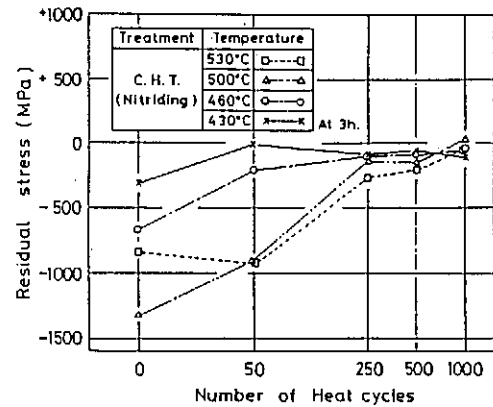


Fig. 3 Relation between residual stress and number of heat cycles.

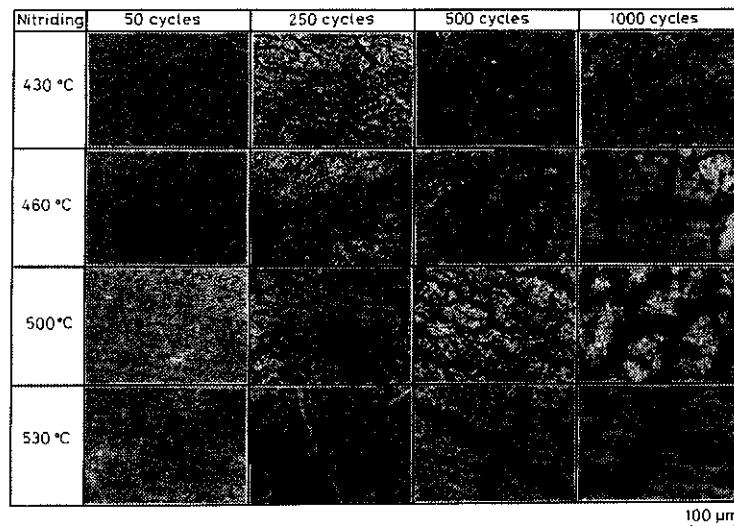


Photo. 1 Heat crack patterns after 50, 250, 500 and 1000 cycles.