

浸炭・鍛造焼入れした傘歯車の特性におよぼす 製造条件の影響

© 1992 ISIJ
 ///////////////
 論文
 ///////////////

伏見 慎二*・谷 意公男*・吉岡 英夫*²・小林 正敏*²

Effect of Manufacturing Process on Properties of Forge-quenched Bevel Gear after Carburizing

Shinji FUSHIMI, Ikuo TANI, Hideo YOSHIOKA and Masatoshi KOBAYASHI

Synopsis :

The effects of varying manufacturing process parameters on the properties of a forge quenched bevel gear after carburizing were examined.

The microstructure, height (L) to diameter (D) ratio of preform, holding time at quenching temperature and corner radius of tooth root were studied.

The following results were obtained (1) Matrix structure of tooth root of gear forged at 850 and 950°C was dual phase structure of martensite and ferrite. The fatigue properties have been correlated to this dual phase structure. (2) Suitable L/D ratio of preform was 1.0. (3) Recrystallization of austenite after forging began at 10 sec and finished at 30 sec. (4) The bending fatigue limit of the corner radius of tooth root was increased 20% by changing from 0.5 mm to 1.0 mm and was 60% higher than the conventionally processed gear.

The results of these tests have led to the development of super fatigue strength bevel gears.

Key words : carburizing; forge-quenched; bevel gear; microstructure; recrystallization of austenite; fatigue properties.

1. 緒 言

最近、地球環境保護の観点から、自動車の排気ガス総量規制 (CAFE) など、従来に増して強い要請が自動車メーカーに寄せられている。

その主要対応策として、車両重量の軽減が課題となり、鉄鋼以外の軽量素材への代替が加速されている。

しかし、鉄鋼以外の素材に代替不可能なものに、歯車、シャフト類など動力伝達系部品があり、これらに対しては、より高強度な鋼を開発することで、軽量化を図る努力が続けられている。

歯車の強度を向上させ、小型、軽量化することを狙いに、浸炭、鍛造焼入れおよび精密歯形鍛造を複合化した小型傘歯車の開発に取り組んできた。

その結果、低サイクル疲労寿命は 40~100 倍、歯元曲げ疲労限は約 40% 向上する、高疲労強度傘歯車を得ることができ、その概要についてはすでに報告した¹⁾。

しかし、鍛造温度と疲労限および低サイクル疲労寿命

の関係で不明な点が残されていた。

本報告は旧オーステナイト結晶粒 (旧 γ 粒) の挙動およびマイクロ組織と強度の関係について考察し、すでに報告した内容を総合して、最適鍛造条件を推定した。

さらに、実用性検討に当たっての、諸課題について、詳細に調査したものである。

その結果、低サイクル疲労寿命は、変化しないものの、歯元曲げ疲労の、 10^5 強度および疲労限がそれぞれ、さらに 18% および 20% 向上し、歯切り後、普通浸炭焼入れしたものに比較して、 10^5 強度で約 78%、疲労限で約 60% 向上する、超高疲労強度傘歯車を得ることができたので、その詳細について報告する。

旧 γ 粒は鍛造で微細化するが、その大きさは、加工率の影響を強く受けることが知られている²⁾。

傘歯車を鍛造法で成形した場合、歯車各部の加工率は一定ではなく、特に歯頂部から歯底にかけては、微妙に変化し、これに伴って、旧 γ 粒もその影響を受け、強度にもその影響が及んでいるものと推察される。

平成 4 年 1 月 28 日受付 平成 4 年 7 月 3 日受理 (Received on Jan. 28, 1992; Accepted on July 3, 1992)

* 日産自動車(株)総合研究所 (Nissan Research Center, Nissan Motor Co., Ltd., 1 Natsushima-cho Yokosuka 237)

*² 日産自動車(株)第二技術部 (Production Engineering Department No.2, Nissan Motor Co., Ltd.)

現在、実用化されている歯形鍛造傘歯車では、鍛造後焼ならしめることで整粒化できるが、浸炭鍛造焼入れでは、整粒化処理は不可能であるため、その挙動を把握することは重要なことと考えられる。

そこで、鍛造温度と歯車各部の、旧 γ 粒およびナイタル腐食組織の詳細を調査し、強度との関係を考察した。さらに、硬さ分布から各部の加工率を推定した。

これらの結果と、すでに報告した機械的性質、精度などを総合して、最適鍛造条件を推定し、実用性検討に当たっての懸案事項である、前形状 (L : 高さ/ D : 外径) の影響、焼入れ温度での保持時間と組織変化の関係および歯底すみ R の大きさと、疲労強度の関係などについても調査した。

2. 実験方法

2.1 対象傘歯車の諸元および材質

対象とした歯車の諸元および形状を Fig. 1 に、供試材の化学成分を Table 1 に示す。なお、供試材はアルミニウムと窒素量を調整した粗粒化防止鋼である。

2.2 加工方案および金型構成

シャフト穴の中に浸炭層を付与することおよび歯車の高さ比で、加工率を 30~50% 程度にすることを条件に、素材の前形状を円筒状にし、中空部にはマンドレルを用いる閉そく鍛造法で試作した。

金型の材質は SKD62 で焼入れ、焼きもどし処理をして、HRC58 にし、鍛造時には約 300°C に加熱して、シリコン油を鍛造ごとにスプレーした。

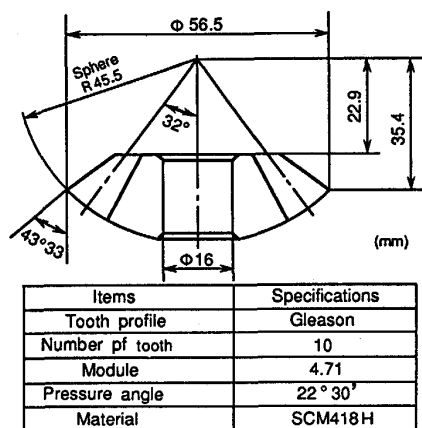


Fig. 1. Dimension of bevel gear.

なお、歯底すみ R の大きさが、強度におよぼす影響を調査するため、 $R=0.5$ と 1.0 mm の金型を準備した。

2.3 試験片の前形状および試作工程

試験片の前形状と、試作工程を Fig. 2 に示す。プレスは最大能力 10 MN の複動プレスである。

まず、機械加工で切り出した、円筒状の前加工品に浸炭 (浸炭 920°C × 2.4 h, 拡散 920°C × 2 h, 深さ 0.9 mm) した後、潤滑剤として、リン酸化成処理 (10~15 μm)、さらに、黒鉛処理 (30~50 μm) の 2 層コーティングをして実験に供した。

なお、試料の高さと外形の比、 L/D の影響を調査するため、 $D=30$ mm は一定にして、 $L/D=1.0$ および 1.5 の素材を準備した。

本来、浸炭時の熱を利用して、鍛造するのが理想的であるが、実験工程上無理であったため、浸炭と鍛造を分けて実験した。

鍛造工程のヒートパターンを Fig. 3 に示す。酸化、脱炭を防止するため窒素ガスを流しながら、高周波加熱で鍛造温度まで昇温後、金型にセットし、一工程で精密歯形鍛造した。その後、焼入れ温度をそろえるため、850°C の中性塩浴中に浸漬してから、80°C の油中に焼入れ、170°C で 120 min 焼きもどした。

焼入れ温度での保持時間を 0, 30, 60 s に変化させ、

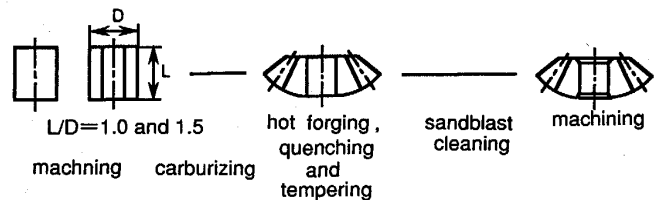


Fig. 2. Forging process.

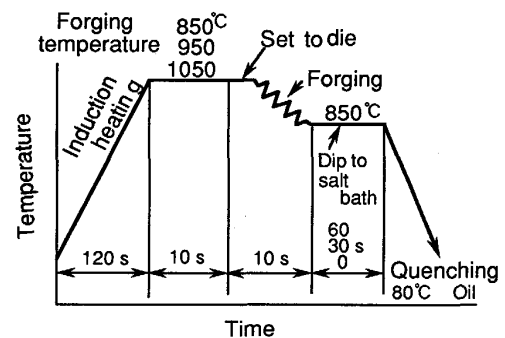
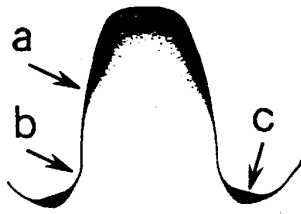


Fig. 3. Forging and heat treatment temperature conditions.

Table 1. Chemical composition of test materials.

	(wt%)										
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	O	N
SCM418H	0.17	0.30	0.63	0.015	0.018	0.09	1.02	0.16	0.019	0.0012	0.0155



a ; Pitch circle b ; Corner R of tooth root c ; Tooth bottom
Fig. 4. Cross sectional name of tooth.

旧 γ 粒の変化を中心に観察した。

焼きもどし後、サンドブラストで黒皮を除去し、最終仕上げは、歯面を基準面にして、c-BN 工具を用い、シャフト穴の内面と背球面のみを旋盤で加工した。

マイクロ組織および旧 γ 粒の観察は、試料断面をエメリー紙で 1000 番まで研磨し、バフで鏡面に仕上げた。

旧 γ 粒の腐食液はピクリン酸 4 g、塩酸 0.5 ml、界面活性剤（ドデシルベンゼンスルホン酸ナトリウム）4 g、水 100 ml の 60°C 混合液、マイクロ組織は 3% ナイタルを用いた。

主に調査した歯部断面の名称を Fig. 4 に示す。

歯元曲げ疲労試験は、最大能力 100 kN の油圧サーボを用い、傘歯車単体の歯元曲げ疲労の S-N 曲線を求めた。試験サイクルは 15 Hz である。

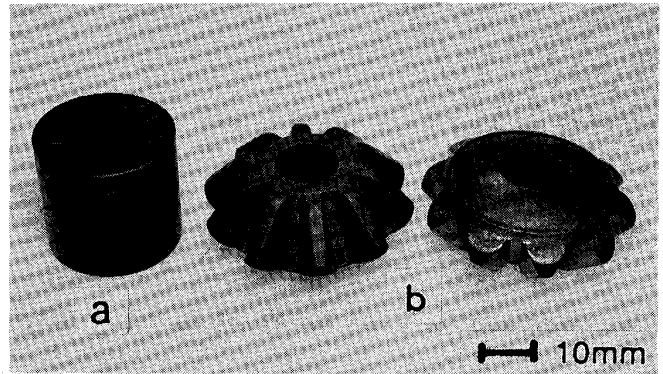
低サイクル疲労試験は、差動装置ユニットの後車軸を固定し、傘歯車に直接荷重がかかるように改造して³⁾、7.7 kN・m の衝撃トルクを 30 s に一回のサイクルで加え、破損するまでの繰り返し数を測定した。

3. 実験結果と考察

3.1 鍛造条件と旧 γ 粒およびナイタル腐食組織

前加工品と鍛造した歯車の外観を Photo. 1 に、また、1050°C で鍛造し 850°C で 30 s 保持後焼入れした歯底すみ R 部断面の旧 γ 粒を Photo. 2 に示す。これは、表面から芯部までの連続写真で、表面から深さ約 0.2 mm までは、再結晶しているが、0.2 から 0.8 mm までは、細長く塑性変形したままのものと、再結晶した粒が混在している。それ以降、芯部までは加熱によって、粗大化した粒が主で、一部再結晶した粒が混在している。

鍛造終了時に、輻射温度計で測定した表面温度は約 700°C で、表面部は金型によって、 A_1 変態点以下に冷却されていた。これを 850°C の焼入れ温度に、加熱して焼入れしているため、表面部は浸炭鋼の再加熱焼入れ⁴⁾に相当し、再結晶して、整った旧 γ 粒になったものと考えられる。なお、表面から約 0.2 mm までが、 A_1 変態点以下に冷却され、再加熱焼入れされたものと推定



a ; Preform b ; As forged gears

Photo. 1. Outview of preform and as forged gears.

される。

鍛造温度 850、950°C の旧 γ 粒と、ナイタル腐食組織および 1050°C のナイタル腐食組織（歯底すみ R 部とピッチ円部）を Photo. 3, 4 に示す。

旧 γ 粒の挙動は各温度とも、ほぼ同じ傾向を示しているが、加熱温度の低いものは、加熱時の粒成長が抑えられることもあり、全体的に細かい粒となっている。

850 および 950°C のナイタル腐食組織では、歯底すみ R 部および歯底部の、表面から 0.4 mm 以下でフェライトの析出が見られる。これは、旧 γ 粒の過度な微細化による、焼入れ性の低下が原因と考えられる。

なお、ピッチ円部の旧 γ 粒の挙動も、ほぼ同じ傾向を示しているが、内部のフェライトは 850°C のみに見られ、950°C では見られない。これは、歯が薄く冷却速度が速くなるためと考えられる。

1050°C ではフェライトの析出は認められず、全体がマルテンサイト化している。

ここで、組織と強度の関係について考察する。鍛造温度と、歯元の曲げ疲労強度および低サイクル疲労強度の関係は、850 と 950°C では疲労限が高く、低サイクル疲労寿命が低かった。また、1050°C では疲労限が低く、低サイクル疲労寿命が高い現象が認められた¹⁾。

旧 γ 粒は温度に比例して大きく、850 と 950°C は内部にフェライトが析出し、1050°C は全体がマルテンサイト組織になっている。

これらのことから、850 と 950°C で、疲労限が高い理由としては、旧 γ 粒が表面から芯部まで微細化していること、さらに、疲労における S-N 関係の物理的根拠は微小亀裂の伝ばに帰し、疲労限度は発生した微小亀裂の伝ば限界によってきまる場合が多く、この微小亀裂の伝ば挙動は、材料の微視組織の影響を直接的に受けるとされ、フェライトとマルテンサイトの 2 相組織の場合、

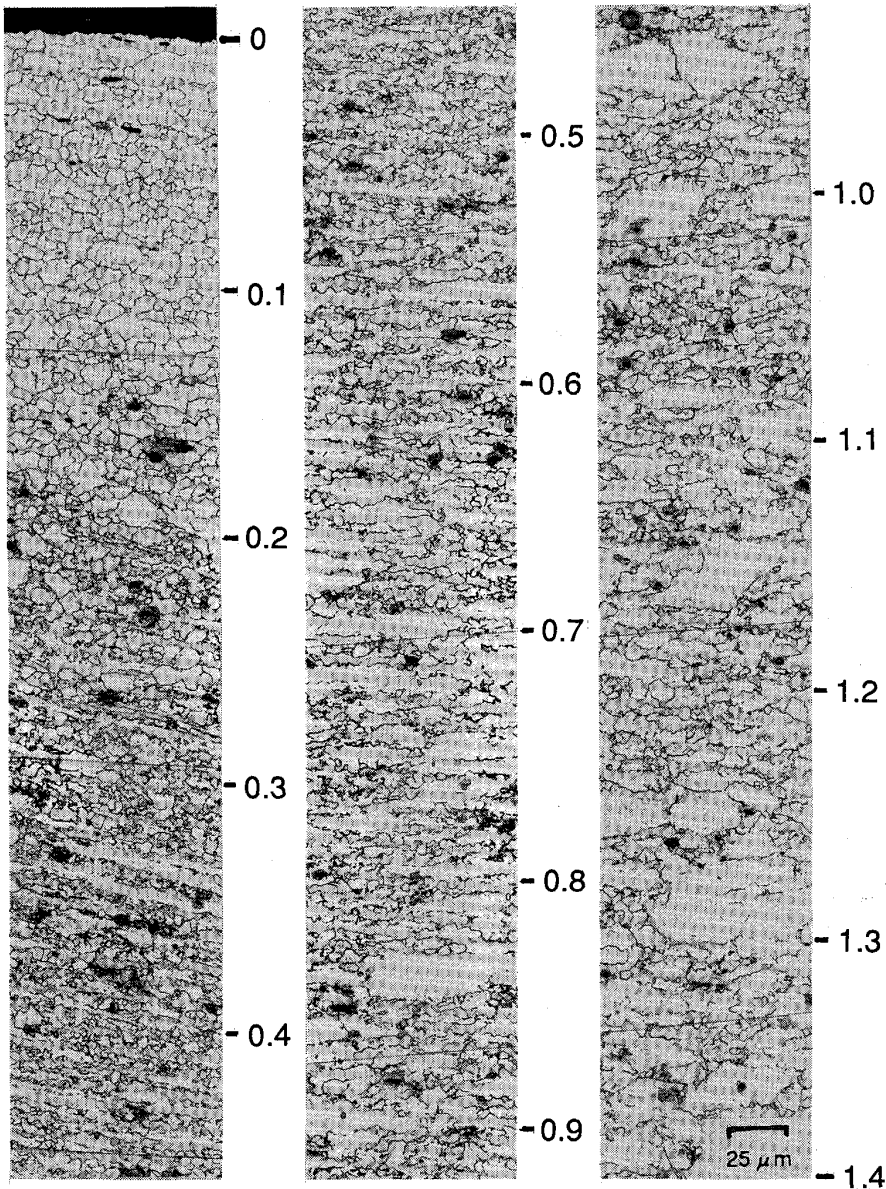


Photo. 2. Optical micrograph of austenite grains (forging temperature 1050°C) number : distance from surface (mm).

マルテンサイト相境界近傍で亀裂進展が停留⁵⁾するためと考えられる。

高荷重域では、逆に、このフェライトが、弱点となり亀裂進展を加速する働きをするため、低サイクル寿命が低下したものと推定される。

1050°Cの表面部は再結晶した、比較的細かい旧 γ 粒であるが、内部で粗大化していることが、疲労限低下の主因であると考えられ、鍛造温度による、マルテンサイトの強化度合は不明であるが、高荷重域の衝撃荷重に対しては、鍛造焼入れで強じん化した⁶⁾、マルテンサイトが有効に働いているものと推定される。

以上の調査結果および、すでに報告した¹⁾強度、歯車精度、表面粗さなどのデータから、最適鍛造温度を $1000 \pm 20^\circ\text{C}$ に決定した。

しかし、歯車精度との関連もあるが、対疲労限に重き

を置く場合は低温域で、また、対衝撃荷重に重きを置く場合は高温域で鍛造する、選択幅が残されている。

以降、この最適鍛造温度での実験結果である。

3.2 前形状 L/D の影響

L/D を1.0および1.5にして、鍛造したときの、断面マクロ組織をPhoto. 5に示す。 L/D が1.5では最大張り出し部のシャフト穴で、座屈現象が激しく、割れが発生し、浸炭層も割れに沿っている。1.0では割れに至っていないものの、同部で浸炭層が厚くなり、穴の表面にしわが観察される。また、歯車表面部の浸炭層は加工率の高い1.5の方が薄くなっている。

これらのことから、前形状の L/D は1.0を限度に設定することが望ましいといえる。

3.3 焼入れ温度での保持時間による組織変化

$1000 \pm 20^\circ\text{C}$ で鍛造後、ただちに水冷した時(焼入れ

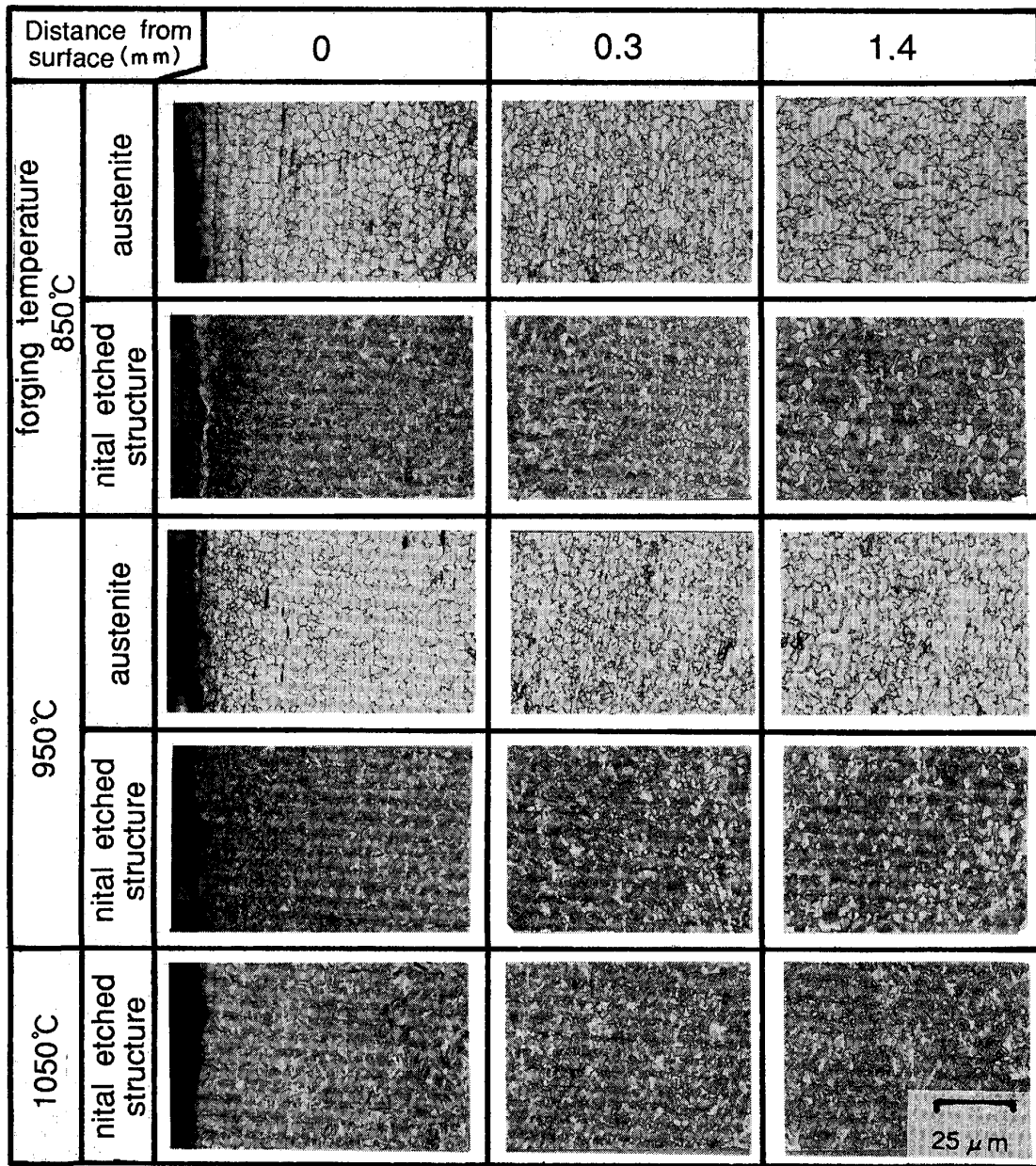


Photo. 3. Relation between forging temperature and optical micrograph of austenite grains and nital etched structure at a corner *R* of tooth root.

温度の保持時間 0) のピッチ円部および歯底すみ *R* 部表面の、旧 γ 粒を Photo. 6 に示す。

ピッチ円部の旧 γ 粒は、加工によって細長く伸ばされており、この伸ばされた粒の中に一部、再結晶した粒が観察される。

歯底すみ *R* 部は、さらに強く加工を受けた様相を示し、ここでも、再結晶したと思われる、微細な粒が観察される。

保持時間 30 s の表面から 0.2 mm までは Photo. 2 とほぼ同じ γ 粒で、内部は Photo. 2 と Photo. 3 に示す 950°C の中間の γ 粒で、Photo. 2 で見られる粗大粒は

観察されなかった。また、ナイトル腐食組織は全体がマルテンサイトであった。なお、60 s も、ほとんど同じ形態であった。

水冷でも、すでに再結晶が始まっている様子が見られる。これは、型から取り出して、水冷するまで、約 10 s 経過しているためと考えられ、焼入れ温度が安定する、30 s までに再結晶はほとんど終了しているものと推定される。

3・4 歯車各部の硬さ分布および推定加工率

歯部断面のピッチ円部、歯底すみ *R* 部および歯底部の表面から芯部までの硬さ分布を Fig. 5 に示す。

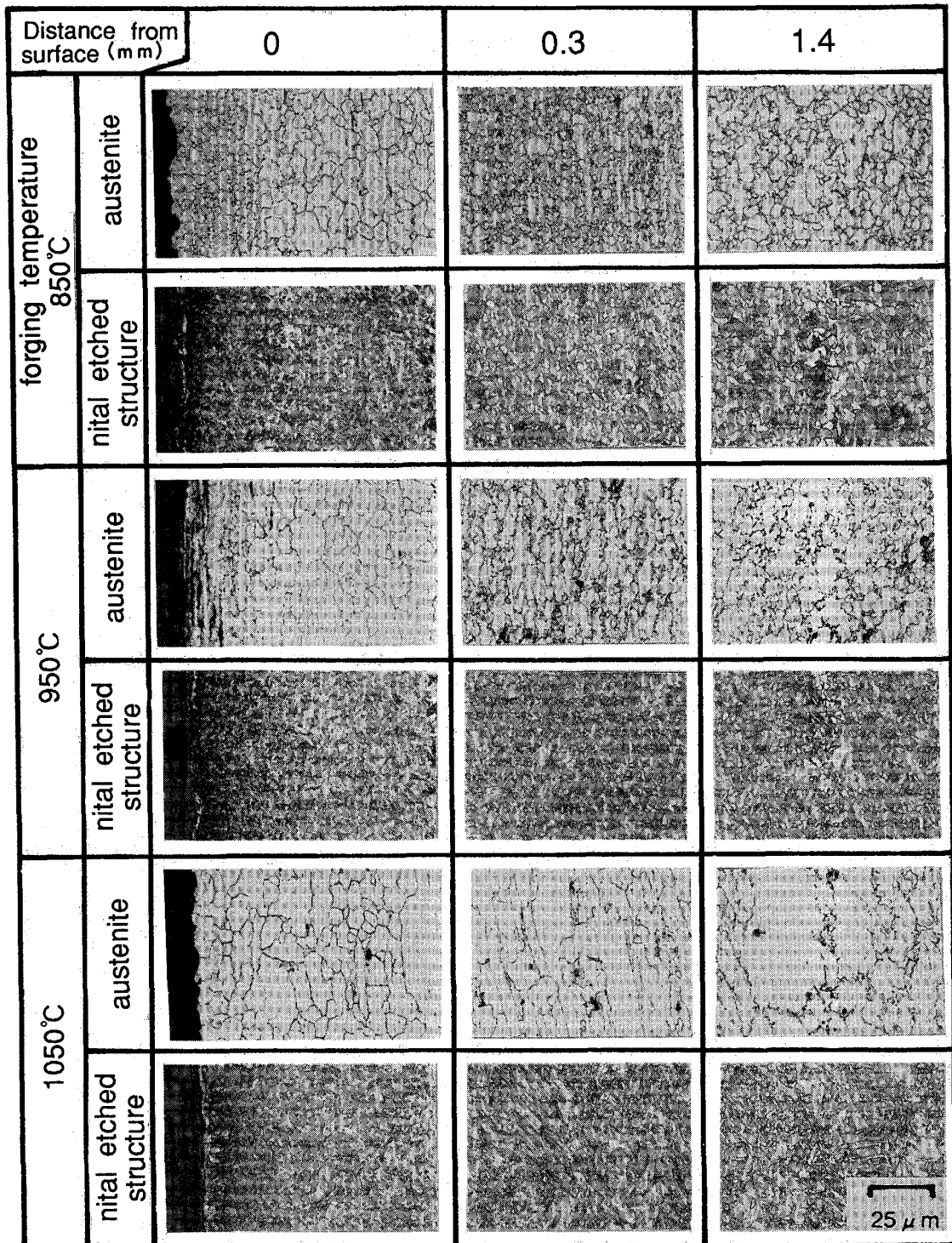
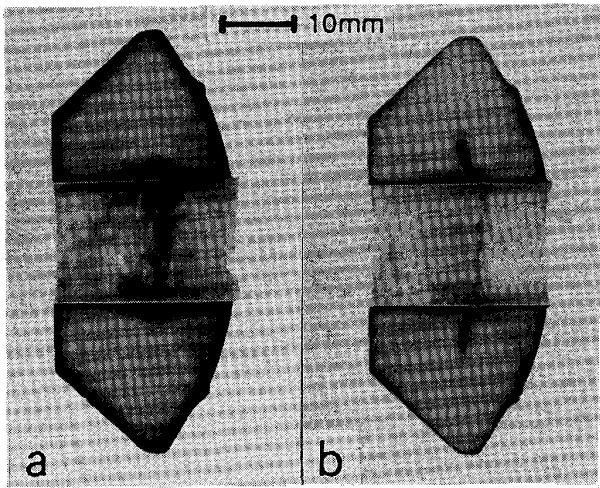


Photo. 4. Relation between forging temperature and optical micrograph of austenite grains and nital etched structure at a pitch circle.

筆者⁷⁾らの実施した、圧延ロールによる、浸炭鋼の浸炭層および芯部の変形量調査の結果、試料の温度が750°Cでは、浸炭層の変形抵抗が高く、浸炭層の変形量は芯部の約1/2であったが、840°Cでは浸炭層と芯部の変形量は、ほぼ同じであった。

このことから、840°C以上の温度では、浸炭層と芯部の変形抵抗は、ほぼ同じと見なせる。

ロール圧延と型鍛造では、厳密には一致しないとも考えられるが、鍛造後の浸炭層深さから、各部のおよその加工率を推定することは、可能であると考えられる。



a; $L/D=1.0$ b; $L/D=1.5$
 Photo. 5. Macrostructures of cross section.

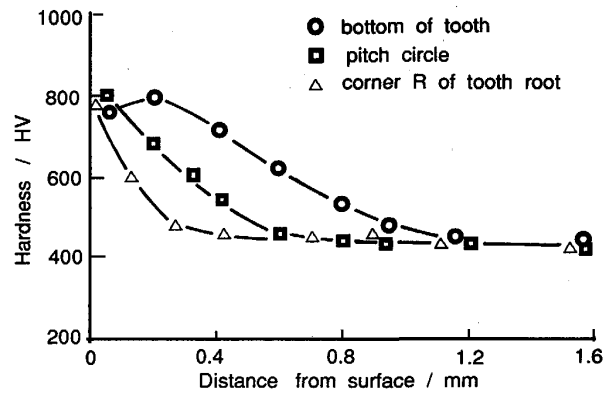


Fig. 5. Distribution of hardness at cross section of various locations.

Table 2. Reduction ratio of various locations.

Various locations of gear	Reduction ratio (%)
Sphere	11
Pitch circle	55.5
Corner R of tooth root	77
Tooth bottom	17

そこで、Fig. 5 の硬化層深さと、前加工品の硬化層深さ、0.9 mm との比から各部の加工率を算出し、Table 2 に示す。ただし、 $L/D=1.0$ 、歯底すみ $R=1.0$ mm、高さ比の加工率は 33% である。

歯底すみ R 部の加工率が最も高く約 77%、ピッチ円部は冷却速度の影響も含まれているので、55% よりやや低めと考えられる。歯底および背面はすでに報告したデータ¹⁾から、それぞれ 17% および 11% の推定加工率である。

筆者⁸⁾らの実験では、歯底すみ R が 0.5 mm の場合、加工率 70% で浸炭層が途切れたが、本実験では 77% でも、浸炭層は途切れることなく連続している。これは、 R が 1.0 mm と、大きいことによる効果と考えられる。

歯底すみ R 部の浸炭層深さは、 R の大きさを変える

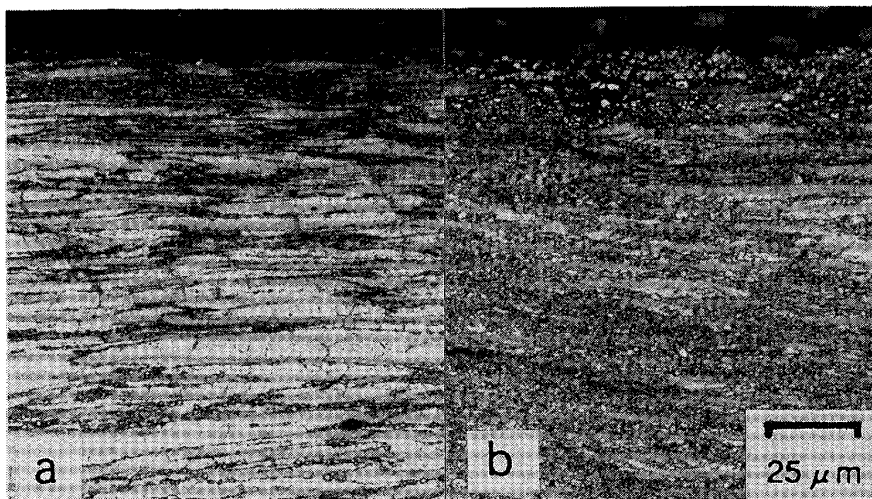
ことで、ある程度調整できることが分かった。

3.5 歯底すみ R と強度

一般的に、 R が大きければ応力集中係数が小さくなり、疲労強度向上には有利であることが知られている。そこで、 R の大きさと疲労強度の関係を調査した。

歯底すみ $R=0.5$ および 1.0 mm の油圧サーボによる、歯元曲げ疲労の S-N 曲線を Fig. 6 に示す。

R の影響は低荷重、高寿命域で認められ、 $R=1.0$ mm では 0.5 mm に比較して 10^5 強度で約 18%、疲労限



a; Pitch circle b; Corner R of tooth root
 Photo. 6. Optical micrograph of γ grains as water quenched after forging.

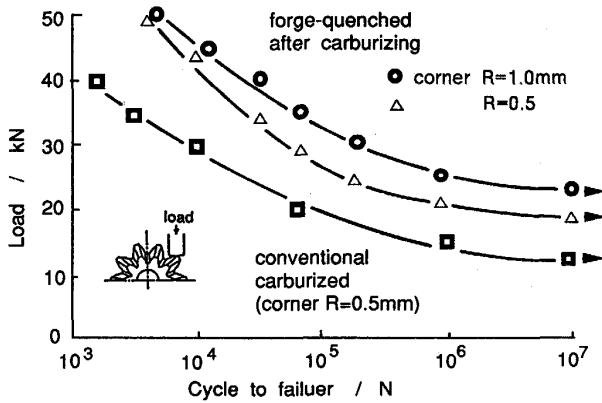


Fig. 6. Relation between bending fatigue strength and a corner R of tooth root.

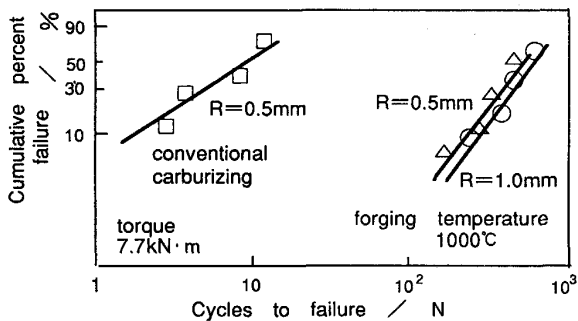


Fig. 7. Effect of a corner R of tooth root on low cycle fatigue strength.

は 20% 向上し、歯切りの普通浸炭焼入れ品と比較して、 10^5 強度が約 78%、疲労限が 60% それぞれ向上した。しかし、高荷重、短寿命域では曲線が重なり、 R の効果は認められなかった。

同様に、Fig. 7 に示す差動装置ユニットによる、低サイクル疲労試験の結果でも、 R の差は認められず、バラツキの範囲内で、ほぼ同じ強度であった。

これは、低荷重、長寿命域では R の差による、応力集中係数の影響を受けるが、高荷重、短寿命域では、亀

裂が短時間で発生するため、本実験の範囲内の R では、応力集中係数の影響が無くなるためと考えられる。

4. 結 言

浸炭、鍛造焼入れ法で試作した、傘歯車の内質を中心に調査した結果、以下のことが判明した。

(1) 低温域での鍛造では、旧 γ 粒の微細化による焼入れ性の低下で、内部がマルテンサイトとフェライトの二相組織になり、この組織と疲労特性に強い相関性が認められた。

(2) 最適鍛造温度は、ほぼ $1000 \pm 20^\circ\text{C}$ である。

(3) 前形状の L/D は 1.0 程度が望ましい。

(4) 旧 γ 粒の再結晶は鍛造後、10 s で、すでに開始しており、30 s 後には、ほとんど終了しているものと推定される。

(5) 前加工品の $L/D = 1.0$ 、歯底すみ $R = 1.0$ mm、高さ比の加工率を 33% としたとき、歯底すみ R 部で 77%、ピッチ円部で 55%、背面で 11% の推定加工率であった。

(6) 歯底すみ R を 0.5 から 1.0 mm にすることで、歯元の曲げ疲労の 10^5 強度は約 18%、疲労限は約 20% 向上し、歯切り後、普通浸炭焼入れしたものと比較して、それぞれ、約 78% および約 60% 向上した。しかし、低サイクル疲労強度の、変化は認められなかった。

文 献

- 1) 伏見慎二, 島村三郎: 鉄と鋼, **78** (1992), p. 1383
- 2) 前田久義, 遠藤敬人, 大方達成: 日本金属学会誌, **29** (1965), p. 871
- 3) 伏見慎二, 谷意公男: 熱処理, **30** (1990), p. 259
- 4) 内藤武志: 浸炭焼入れの実際 (1974), p. 156
- 5) 田中啓介: 材料, **33** (1984), p. 964
- 6) 中村 衛: 日本金属学会誌, **30** (1966), p. 156
- 7) 伏見慎二: 熱処理, **29** (1989), p. 328
- 8) 伏見慎二, 中西栄三郎: 熱処理, **30** (1990), p. 33