加工熱処理による浸炭鋼の強化

# 研究報告

田中利秋,松井宗久,団野敦

## Effect of Thermo-mechanical Treatment on Strength and Microstructure of Carburized Steel

旨

Toshiaki Tanaka, Munehisa Matsui, Atsushi Danno

### 要

歯車部品等に使用される浸炭肌焼鋼(SCr420, SCM420)を精密に塑性加工するとともに,加工熱処 理によりオーステナイト(γ)結晶粒を微細化し,高強 度化するプロセス条件について検討した。その結果, 歯車,リング,角棒を対象に,熱間/温間域で転造加 工あるいは鍛造加工を行った後にパーライト変態が生 ずるまで冷却し,引き続いて短時間でA<sub>c3</sub>変態点直上 まで再加熱するプロセスによりγ結晶粒の微細化が可 能なことを確認した。浸炭後に加工熱処理するプロセ スでは3~5 $\mu$ mの $\gamma$ 結晶粒が得られたが,加工熱処理 後に浸炭焼入れを行うプロセスでは,浸炭時の $\gamma$ 結晶 粒成長が避けがたく,浸炭後に得られる最小の $\gamma$ 結晶 粒径は15 $\mu$ mであった。

これらのγ結晶粒微細化は静曲げ強度と曲げ疲労強 度の向上に有効であった。

以上の結果より,本加工熱処理プロセスは高強度歯 車の実用的な製造プロセスとして有望と考えられる。

#### Abstract

Thermo-mechanical treatment process has been experimentally studied to obtain finer austenite grains and higher fatigue strength of carburized and quenchhardened gear parts. A combination of two operations, a cooling operation to the pearlite transformation temperature after hot/warm forming and the subsequent short-time reheating operation to the temperature just above the austenite transformation temperature, was effective in refining austenite grains. The final austenite grain size of 3 to  $5\mu$ m was obtained by the precarburizing method and  $15\mu$ m by the final carburizing method with SCr420 or SCM420. These grain refining processes proved to be effective in improving ductility, toughness and fatigue strength.

This thermo-mechanical treatment process has a bright prospect of producing gear parts with higher strength.

キーワード

加工熱処理,肌焼き鋼,浸炭,オーステナイト結晶粒度,結晶粒微細化,強化,歯車転造,曲げ強度, 曲げ疲労強度

#### 1.はじめに

自動車等の駆動系に用いられる歯車部品に対し,軽 量化や原動機の高出力化に対応した高強度化が求めら れており,そのために設計・材料・加工プロセスの面 から種々の検討がなされている。特に,浸炭焼入れ

を施した肌焼き鋼(以下浸炭鋼と称 する)の歯車の高強度化に関して<sup>1)</sup> は,オーステナイト(以下γと略記)結 晶粒を微細化すること<sup>2,3)</sup>や,浸炭法 の改良<sup>4)</sup>,材料の改良<sup>1)</sup>及びショッ トピーニング<sup>5)</sup>が有力な手段として あげられている。γ結晶粒の微細化に 対しては加工熱処理の利用<sup>2,3,6)</sup>や 熱処理法の改良<sup>4,7)</sup>,および結晶粒 微細化元素の添加<sup>8)</sup>が主に検討され ている。

一方,合金成分を増した高強度歯 車用鋼を用いる場合,切削性の低下が 問題となる1)。そこで,切削加工に替 えて,温間や熱間での塑性加工によ る精密な歯形成形と加工熱処理の組 合せにより歯車としての強化を図る 試みがなされている<sup>9,10</sup>。この様な歯 形成形と加工熱処理を組合わせたプロ セスは,歯車の製造工程を少なくで き、大幅な加工コストの上昇なしに 高強度材料が利用できる等の特長を 有し,実用的に有望と考えられる。 しかし,この様なプロセスで歯車の 強化を有効に図るために必要な条件 や,因子はほとんど明らかになって いない。また,加工熱処理が浸炭焼 入れ部品の疲労強度にどの程度の効果 を示すかも明確でない。

そこで,γ結晶粒微細化による高強 度歯車の実用的製造プロセスの開発 をねらいに,精密歯車の熱間転造技 術<sup>11,12)</sup>と加工熱処理を組合せて, 浸炭鋼のγ結晶粒径を微細化するた めの必要条件と因子およびγ結晶粒 径が曲げ疲労強度や曲げ強度に及ぼ す影響について検討した12,13)。

2.方法

2.1 加工熱処理プロセス

Fig. 1(a), (b)に示す2通りのプロセスを検討した。 (a)は加工熱処理後に浸炭処理を行うプロセス(加工熱

Tmax/K	Tr/K	Rolling time/s	Tss/K	Tsmax/K
1323~1423	973~1123	3~6	RT~923	1023~1523



(a) Final-carburizing TMT process.





(b) Pre-carburizing TMT process.

Fig.1 Temperature-time diagrams of developing thermomechanical treatments and experimental conditions.

処理後浸炭プロセス),(b)は浸炭処理後に加工熱処理 を行うプロセス(浸炭後加工熱処理プロセス)である。 両者で, $\gamma$ 結晶粒微細化のための考え方<sup>3,14)</sup>はほぼ 同じである。すなわち,Fig.2に模式的に示す様に, まず材料の加工部位を $\gamma$ 化する温度に加熱した後,熱 間から温間域にかけて加工を施し,そのままパーライ ト変態が生ずる温度( $A_{r1}$ 点以下)まで冷却した後に,  $\gamma$ 変態が生じる温度( $A_{c3}$ 点直上)まで短時間の再加熱 を行い,微細な $\gamma$ 結晶粒を得ようとするものである。 ただし,Fig.1(a)のプロセスでは,最後の浸炭処理時に結 晶粒が粗大化する危険性がある。そのため,この場合 の加工熱処理プロセスは浸炭前の $\gamma$ 結晶粒を適度に調 節する効果<sup>15,16)</sup>をねらっている。一方,Fig.1(b)で はあらかじめ浸炭しておいてから,加工熱処理を行う ために比較的微細な $\gamma$ 結晶粒が得られやすい。

2.2 供試材

供試材の化学成分をTable 1に示す。主にSCr420に



Fig.2 Schematic illustrations of austenite grain refining by themomechanical treatment.

ついて検討したが,γ結晶粒径に及ぼす鋼種の影響を調 べるために,浸炭後加工熱処理プロセスではSCM420 も一部の実験で用いた。両者ともγ結晶粒成長抑制の 目的でAI量とN量を調整した高温圧延材である。

2.3 試験片形状と加工法

Fig. 3に試験片形状を示す。加工熱処理後浸炭プロ セスではFig. 3(a)に示す歯車試験片,浸炭後加工熱処 理プロセスでは歯車およびFig. 3(b),(c)に示すアーチ型平 滑試験片と角棒(切欠付き)試験片を用いた。(a)のは すば歯車試験片は2個の歯車状ローラーダイスを用い た油圧押込式熱/温間創成転造<sup>11,12)</sup>で成形した。そ のときの加工時間は3~7s,加工温度は転造開始時で 1273K,終了時で923Kで転造時の平均加工温度は約 1020Kである。

(b)に示すリングは,外径44mm×幅20mm×肉厚10mm のリング素材よりリングローリングにより外径82mm× 幅20mm×肉厚4.5mmに成形した。リングローリング 時間は約8秒間,1回転ごとの圧下量は約0.1mmとした。 このリングより,強度評価のために図中のアーチ型の 平滑試験片を採取した。

(c)は歯車の歯元形状を模擬した応力集中係数1.82の 切欠試験片であり,高さ12mm×幅10mm×長さ90mm のV溝(深さ2mm,角度60°,溝底半径1mm)付き角 棒素材を機械プレスにより1023Kで高さ6.3mmに鍛造 し,所定の熱処理後に放電加工と研削にて仕上げた。 これらの各試験片での加工度は,いずれもγ結晶粒微 細化に対し効果があると考えられる<sup>6,17)</sup>約50%以上 である。

4 γ結晶粒径の測定

鏡面に研磨した試料を333~353Kに加熱したピクリン酸飽和水溶液と界面活性剤の混合液中に浸漬して, 旧γ結晶粒界を現出し,JISG0551に準じて(標準写真との比較で)平均結晶粒径を測定した。

 Table 1
 Chemical composition of materials used in experiments. (wt %)

Steel	C	Si	Mn	Р	S	Cr	Mo	Al	N
SCr420	0.22	0.23	0.73	0.023	0.014	1.00	_	0.027	0.014
SCM420	0.19	0.30	0.81	0.016	0.022	1.10	0.18	0.033	0.010

As-rolled

Austenitizing temperature before hot rolling ; 1473K

#### 2.5 強度評価

強度評価の試験条件をTable 2にまとめて示す。曲 げ疲労強度はモジュール3.25の歯車,平滑試験片およ び切欠試験片を,曲げ強度は平滑試験片と切欠試験片 をそれぞれ用いて調べた。歯元曲げ疲労強度の試験は,



Normal module	2.75	3.25		
Number of teeth	28	25		
Helix angle/deg.	25	14		
Tip diameter/mm	90	90		
Face-width/mm	17	24		
60°				

(a) Gear (Form-rolling)



2	<u>RI</u>	/
	ļ.	═══╧
	_ <u>+</u>	╤╡╸
	100	

- (b) Smoothed specimen (Ring rolling)
- (c) Notched specimen (Forging)

#### Fig.3 Specimen (forming method).

相手歯車(歯数39)と静的に噛み合わせた状態で脈動 トルクを負荷する静噛み合い方式<sup>18)</sup>により行った。平 滑試験片と切欠試験片を用いた疲労試験は完全片振り 負荷とし,表面残留応力と表面粗さの影響を調べるた めに,試験表面には研削,ショットピーニング,ショ ットピーニング後の化学研磨,研摩紙仕上等を施した。 疲労破壊起点近傍の破面については実体顕微鏡と走査 電子顕微鏡(SEM)で観察し,亀裂進展状況について 調べた。試験前の表面残留応力はX線応力測定法で, 表面粗さについてはJISB0601に準じて測定した。

#### 3.実験結果

- 3.1 加工熱処理後浸炭プロセス
- 3.1.1 再加熱の条件と効果

Fig. 4にモジュール2.75歯車の場合について $\gamma$ 化, 転造加工および高周波再加熱のそれぞれの工程直後に おける $\gamma$ 結晶粒の変化を示す。 $\gamma$ 化直後(a)では約20 $\mu$ m の標準的な結晶粒であるが,転造加工の直後(b)では 再結晶で微細になった $\gamma$ 結晶粒と変形したままの未再 結晶 $\gamma$ 粒が見られ,一部にフェライトの析出が認めら れる。加工度の小さい歯中央部では,加工度の大きな

Table 2 Test conditions and specimens of bending fatigue and bending strength test.

	Specimen	Surface treatement	Test condition			
	Speeimen	Surface dealerment				
	Gear (module 3.25)	As carburizing	Test gear (Without revolution) The other gear Torque 0 1 1 1 1 1 1 1 1			
Bending fatigue	Smoothed specimen	<ul><li>(1)Grinding</li><li>(2)Grinding</li><li>Shot peening<sup>1</sup>)</li></ul>	$\sigma$ 1800cpm			
	Notced specimen	(1)Grinding (2)Grinding Shot peening <sup>2)</sup> Chemical polishing Abrasive paper finishing (#1500)	$\sigma$ ) $g_{0}$ $\sigma_{max}$ $\sigma_{max}$			
Bending strength	Smoothed specimen Notced specimen	Griding	$\nu = 3.3 \times 10^{-5} \text{m/s}$			

<sup>1)</sup>... $\phi$  0.6mm, HV800, v = 40m/s, Shot peening time 240s <sup>2)</sup>... $\phi$  0.6mm, HV800, v = 60m/s, Shot peening time 180s

41

歯元部に比べγ結晶粒は大きいが,加工前の(a)より微細になっている。なお,歯面近傍と歯先部では歯元部 とよく似た結晶粒度を示していた。再加熱後(c)では, 均一で微細な等軸晶となっており,歯元部の方が歯中 央部に比べて結晶粒は微細である。

再加熱後の $\gamma$ 結晶粒径をFig. 5に示す。再加熱処理 を施さなかった場合および転造加工直後にTss = 923Kから再加熱処理を施した場合には,数10 $\mu$ m程度の比 較的大きな $\gamma$ 結晶粒が認められる。それに対して,転 造加工後にTssが823K以下まで冷却してから再加熱処 理した場合には,再加熱温度Tsmaxが約1300Kの範囲 で比較的均一な結晶粒径となる。これは,転造加工後 に823K以下まで冷却することによって,Fig. 4(b)に示 す様な不揃いの $\gamma$ 結晶粒が微細なパーライト組織へと 変態( $A_{r1}$ 点)し,その後に再加熱による逆変態で微細 で均一な $\gamma$ 粒になったためである。また,この場合に 再加熱温度を $A_{c3}$ 点直上(約1150K)に設定することに より,5~10 $\mu$ m程度の微細な $\gamma$ 結晶粒となることが



(a) After induction heating for austenitizing.





(c) After reheating. (Tss 823K, Tsmax1073K)

Fig. 4 Optical microstructures of austenite grains. (Module 2.75 gear) Fig.5より認められる。

以上の結果から,γ結晶粒微細化のためには,熱間 /温間加工後ただちに再加熱するのではなく,加工域 がパーライト変態を生ずる温度まで一旦冷却した後に, オーステナイトへの逆変態が生じ,かつγ結晶粒の成 長を抑え得る温度(A<sub>c3</sub>点直上)まで再加熱することが 必要である。

3.1.2 浸炭処理後のγ結晶粒径

Fig. 6に浸炭処理後のγ結晶粒径に及ぼす再加熱温 度の影響を示す。再加熱温度Tsmaxが低い場合には結 晶粒の異常成長を生じているが,Tss = 923K(転造直 後)より再加熱した場合には,Tsmaxが1323K以上に おいて浸炭時の結晶粒の異常成長が抑制されている。 それに対してTssが823K以下から再加熱した場合には, Tsmaxが1223K以上で浸炭時の異常粒成長が抑制され, Tsmax = 1223Kの場合に最も微細な結晶粒径(平均結 晶粒径で15μm)が得られている。

このように,浸炭時のγ結晶粒の異常成長抑制に転 造加工後の再加熱の効果が現れるが,それはFig.4,5 の結果より,浸炭初期のγ結晶粒径が適度に調整された ことによると考えられる。すなわち,再加熱後のγ結 晶粒径は浸炭初期時のγ結晶粒径と対応している<sup>15</sup>。 従って,再加熱しないかあるいは再加熱温度が低すぎ る場合には浸炭初期のγ結晶粒径が著しく小さいため



Fig. 5 Austenite grain size at tooth root after reheating. (Module 2.75 gear)

に,浸炭処理中に異常粒成長を生じる。一方,Fig.5 に示す様に転造後の冷却(Tss)によるパーライト変態 の有無によって再加熱後の最小 $\gamma$ 結晶粒径に差が見ら れないにもかかわらず,Fig.6に見られる様に浸炭時 の異常粒成長が抑制される再加熱温度に差が生じてい る。これは,転造後の冷却によりパーライト変態を生 じさせることが,加工ひずみの残留度合を減少させた り,結晶粒成長に影響のあるAINの挙動<sup>19)</sup>に何らか の変化をもたらしているためと考えられる。以上はモ ジュール2.75歯車での結果であるが,モジュール3.25 歯車においても再加熱により浸炭処理後の $\gamma$ 結晶粒径 で15 $\mu$ mが得られている。ただし,最適な再加熱温度 Tsmaxは材料成分(特にAI量とN量)や転造前の $\gamma$ 化温 度および転造加工温度の影響も受け,1223~1373Kの 範囲で変化した。

3.1.3 歯元曲げ疲労強度

Fig. 7にモジュール3.25 歯車について,シェービング 仕上げ - 浸炭焼入れ後の歯元曲げ疲労強度とγ結晶粒 径の関係を示す。試験歯車の歯面硬さはHV720~850 の範囲にあり,HV550以上の有効硬化層深さはいずれ も約0.9mmであった。加工後の熱処理条件を変えて歯 元表層部のγ結晶粒径を変化させた。γ結晶粒径が15 ~30μmの範囲では結晶粒径が小さい程歯元曲げ疲労 強度が向上している。

また, Fig. 7中にはホブ切り シェービング 浸炭 の通常工程で作成した歯車や,高周波再加熱処理に代



3.2 浸炭後加工熱処理プロセス

前述の加工熱処理後浸炭プロセスにおいては,加工 熱処理の条件を最適化しても浸炭処理後に得られるγ 結晶粒径は最小で15μmであった。しかし,γ結晶粒 を微細化すれば歯元曲げ疲労強度が向上することが確 認された。そこで,一層のγ結晶粒の微細化と高強度 化を達成するために,あらかじめ浸炭した素材に熱間 /温間加工を行い短時間再加熱後に焼入れするプロセ ス(Fig.1(b))を検討した。再加熱によって微細なγ結 晶粒を得るための条件はFig.2や3.1項で述べたもの と同様である。すなわち,熱間/温間加工後ただちに

 $N_f$ : Cycles to failure





Fig. 7 Relations between austenite grain size at tooth root and bending fatigue strength after carburizing. (Module 3.25, Face-width 12mm)



Reheating temperature Tsmax/K

Fig. 6 Austenite grain size at tooth root after carburizing (1223K × 14.4ks). (Module 2.75 gear)

再加熱焼入れするのではなく,加工域をパーライト変態が生ずる温度まで冷却したのちにオーステナイト変態が完了する温度( $A_{c3}$ 点)まで再加熱し, $\gamma$ 結晶粒が成長する前に焼入れして微細な焼入れ組織を得ようとするものである。この場合,表面層が浸炭によって炭素濃度が高くなって $A_{c3}$ 変態点が低下するとともに炭化物の生成が多くなり, $\gamma$ 結晶粒の成長を抑制するピン止め効果<sup>16)</sup>も期待できる。なお,再加熱方法としては短時間( $360 \sim 600s$ 程度)の炉中加熱とした。

3.2.1 再加熱焼入れ後の硬さと組織

再加熱焼入れ,焼戻し後の浸炭層の硬さは強度に対して大きく影響する<sup>20)</sup>ため,再加熱焼入れ条件と硬 さおよび組織の関係を調べた。Fig.8に,再加熱温度 *Tsmaxが*硬さに及ぼす影響について示す。硬化層表面 付近の硬さは,*Tsmaxが約*1063K以上ではHV700~800の 範囲でほぼ一定となり,組織は完全なマルテンサイト となった。内部においては,*Tsmaxが約*1123K以上で HV400以上となり,完全なマルテンサイト組織となっ たが,1073K付近の場合にはフェライトとマルテンサイ トの混合組織となった。Fig.9はリング試験片を*Tsmax* = 1073K,1083K,1123Kで焼入れた場合の硬さ分布を 示す。内部硬さには差が見られるが,硬化層における 硬さ分布は*Tsmax*によらずほぼ同じである。

Fig. 10に再加熱温度Tsmaxと焼入時のγ結晶粒径の 関係を示す。γ結晶粒径は,加工形態や試験片の種類 によらず,NずれもTsmaxの上昇につれて大きくなる



Fig. 8 Hardness after reheating.

が、Tsmaxが1123K以下の範囲においては,通常の浸炭熱 処理をした場合の約25 $\mu$ mより微細である。特に,硬 化層として十分な焼入硬さの得られるTsmax = 1073K では,SCr420では約5 $\mu$ m,SCM420では約3 $\mu$ mの微細 な $\gamma$ 結晶粒径となっている。この微細化の程度は従来 の他の方法<sup>4,6,9)</sup>と比べて同等であるが,成形と同時 に微細化ができる本プロセスは実用性の面で有利と思 われる。なお,Fig.10中のリングでの結果より,内部 の非硬化層においても微細な $\gamma$ 結晶粒が得られること が認められる。一方,加工部全体がパーライト変態す



Fig. 9 Hardness distribution after reheating and quenching. (Ring specimen )



Fig. 10 Austenite grain size in pre-carburized specimen.

る前に再加熱焼入れした場合<sup>10)</sup>には内部まで均一な 結晶粒微細化はできない。また,ここでSCr420で得 られた最も微細なγ粒径のレベル(約5μm)は,浸炭 しないで歯車を熱間転造し高周波再加熱した前述の場 合(Fig.5)の最小値と同等レベルである。

Fig. 11にγ結晶粒組織と炭化物の分布状況を示す。 γ結晶粒径5μmの場合には,焼入れ温度が1073Kと低 く,加熱時間(炉中420s)が短いために,多量の炭化 物が未固溶で残存している。γ結晶粒径10μm(1083K 炉中540s)の場合には,炭化物の固溶が5μmの場合よ り進んでいる。1123K炉中に1.2Ks保持し焼入れた場 合には,さらに炭化物の固溶とγ結晶粒の成長が進み, γ結晶粒径は23μmとなる。この場合のγ結晶粒径は, 通常浸炭熱処理した場合と同等レベルである。

3.2.2 曲げ強度

Fig. 12にア - チ型平滑試験片の3点曲げ試験におけ るたわみ - 荷重曲線を示す。破断に至るまでのたわみ と荷重はγ結晶粒を微細化する程明らかに増加してい る。特に,5μmの結晶粒では明瞭な降伏現象が認めら れ,靭性が大幅に向上している。

切欠試験片,平滑試験片それぞれの場合について, γ結晶粒径と曲げ破断応力の関係をFig. 13に示す。曲 げ破断応力は結晶粒径が小さいほど明らかに向上して いる。

3.2.3 曲げ疲労強度

Fig. 14に平滑試験片での曲げ疲労試験結果の一例を 示す。γ結晶粒径が10μmの場合,通常の23μmの場合 と比べて,時間強度,耐久限ともに30%程度向上する ことがわかる。Fig. 15中にγ結晶粒径と曲げ疲労強度 の関係を平滑試験片について示す。疲労強度はγ結晶 粒径が10μm付近で最大となることがわかる。γ結晶 粒径が5μmの場合に疲労強度が10μmの場合より低下 したのは,再加熱温度が低く保持時間が短いために, 未固溶の炭化物が多い(Fig. 11参照)ことによるもの と推察される。このような炭化物の存在が強度に影響 する現象は,ばね鋼を繰返し加熱によって微細化した 場合においても認められている<sup>21</sup>。

研削後にショットピーニングを施して表面の圧縮残 留応力が - 1050MPaに向上した場合には, Fig. 15中に 示したように,表面粗さは若干大きくなるが,研削の ままと比べて疲労強度は20%程度向上している。しか し,このようなショットピーニングを施した場合にも, γ結晶粒微細化による強化が認められる点は注目すべき である。疲労破壊の起点は,研削したままの場合には Fig. 16に示すように外周表面であるが,ショットピー ニングを付与した場合には表面から0.2 ~ 0.4mm内部の 介在物であった。

Fig. 17に切欠試験片の場合の曲げ疲労強度(耐久限) を示す。この場合には,10μmにγ結晶粒を微細化した ときの曲げ疲労強度の向上程度は平滑の場合より小さ く,23μmと比べて10%程度である。切欠試験片におけ る疲労破壊起点は,平滑試験片の場合と同様に研削し たままの状態(A)では表面であり,ショットピーニング 後に化学研磨と研摩紙仕上を行った場合(B)には,表面 より0.1~0.2mm内部の介在物であった。また,き裂は 破壊起点部近傍(半径約50μmの範囲内 Fig. 16参照) においては,平滑,切欠試験片ともγ結晶粒径によら ず粒内を伝播し,その範囲外では粒界を伝播する形態



Fig. 11 Optical microstructures after reheating and quenching. (Pre-carburized ring specimen, SCr420)

#### 4.まとめ

主にSCr420を対象に,熱間/温間加工 冷却 短時間再加熱 浸炭焼入れのプロセスと浸炭 熱間/温間加工 冷却 短時間再加熱・焼入れの2つのプロセスについて,γ結晶粒を微細化する条件と焼入れ後の 強度を調べた。得られた結果をまとめると,次の通り である。



Fig. 12 Effect of austenite grain size on stressdeflection curves in bending test. (Smoothed specimen)



(3) 上記(1)の加工熱処理の後に浸炭焼入れ処理を



Fig. 14 Fatigue strength. (Smoothed specimen, after grinding)









Fig. 13 Relations between austenite grain size and fracture strength in bending test.

Surface			
Stress of loading/MPa	900MPa	1250MPa	950MPa
Cycles to failure	6×10 <sup>4</sup>	8×10 <sup>4</sup>	6×10 <sup>4</sup>
Mean austenite grain size/µm	5	10	23

Fig. 16 SEM fractographs of fracture surface after fatigue test. (Smoothed specimen, after Grinding, SCr420)

#### (A): Grinding

(B): Grinding Shot peening Chemical polishing Abrasive paper finish

			(A)		(B)		
Residual stress/MPa			-500 ~ -	-700	-1200		
Surface	Surface roughness Rmax/µm			0.5 ~ 1	1	0.2 ~ 0.4	
Bending fatigue limit/MPa	1600 - 1400 - 1200 - 1000 - 800 -	- - - 5 Au	A I 10 ustenite gr	(F (A (A 20 ain size/µ	3) 30 m	40	
	Austennie gram size/µm						

Fig. 17 Relations between austenite grain size and fatigue limit. (Notched specimen )

行うプロセスでは浸炭時のγ結晶粒の異常成長抑制 のために浸炭初期時のγ結晶粒径をある程度大きく する必要があり,今回のSCr420では最小の結晶粒 径は15μmであった。

(4) 平滑,切欠試験片とも静的な曲げ強度は, $\gamma$ 結 晶粒が微細な程向上し,通常の結晶粒径 $23\mu$ mの場 合より $10\mu$ mで約30%, $5\mu$ mでは約50%向上した。 (5) 曲げ疲労強度は $\gamma$ 結晶粒径が $10\mu$ mの場合, $23\mu$ m の場合に比べて,平滑試験片では30%,切欠試験片 ( $\alpha = 1.82$ )では約10%向上した。 $5\mu$ m程度まで微 細化すると,疲労強度は低下する傾向があった。

(6) 焼入れ後ショットピーニングや表面仕上を行った場合にも,γ結晶粒の微細化による曲げ疲労強度の向上は同様に現れ,両者の組合せにより一層の強化が可能である。

以上,本報の加工熱処理プロセスは部品の高精度成 形と強化を同時に行う方法として有望と考えられる。 今回述べたγ結晶粒の微細化による強化は浸炭鋼に限 らず他の鋼種に対しても適用可能と考えられ,特に通 常の切削加工後に熱処理する工程では適用困難な高強 度鋼に対しても有用なプロセスになりうる可能性を持 っている。

なお,本法の研究に際し,支援と協力をいただいた トヨタ自動車,アイシン精機,愛知製鋼の関係各位に 厚く謝意を表します。また,当所の関係部署の方々に 多大なるご協力をいただきました。

#### 参考文献

- 1) 並木邦夫:熱処理,28-4(1988),227
- 2) 田村今男:鉄鋼材料強度学,(1970),273,日刊工業新聞 社
- 3) 牧正志:金属,53-10(1991),3
- 4) 磯川憲二, ほか2名: 熱処理, 22-3(1982), 163
- 5) 久松定興, 金沢孝: 自動車技術, 41-7(1987),722
- Tokizane, M., et al. : Metallurgical trans. A, 13A-8(1982), 1379
- 7) 野崎春男, ほか3名: 鉄と鋼, 72-10(1986), 118
- 8) 蟹澤秀雄, ほか2名: 材料とプロセス, 2-877(1989), 1981
- 9) 伏見慎二, 島村三郎: 鉄と鋼, 78-8(1992), 1383
- 10) 伏見慎二, ほか3名: 鉄と鋼, 78-11(1992), 1721
- 11) 団野敦,田中利秋:塑性と加工,28-320(1987),964
- 12) 田中利秋, ほか3名: 塑性と加工, 30-242(1989), 1038
- 田中利秋, ほか2名: 平成5年度塑性加工春季講演会講 演論文集II, (1993), 777
- 14) 田中智夫:日本金属学会会報, 17(1978), 104
- 田中利秋, ほか3名:日本熱処理技術協会第34回春季講 演大会講演概要集, (1992), 7
- 16) 西沢泰二: 鉄と鋼, 70-15(1984),1984
- 17) 木下修司, ほか2名:日本金属学会誌, 36-5(1972), 403
- 小川一義, ほか3名:日本機械学会論文集C, 53-485 (1987), 171
- 19) 子安善郎: 熱処理, 26-6(1986), 405
- 20) 増田千利, ほか2名:日本機械学会論文集A, 52-476 (1986), 847
- 21) 川嵜一博, ほか3名: 鉄と鋼, 73-16(1987), 144



田中利秋 Toshiaki Tanaka
 生年:1949年。
 所属:材料加工研究室。
 分野:塑性加工(転造・鍛造),加工熱処
 理に関する研究。
 学会等:日本塑性加工学会,日本鉄鋼協
 会,日本熱処理技術協会会員。
 1988年日本塑性加工学会論文賞受賞。

著者紹介



松井宗久 Munehisa Matsui 生年:1960年。 所属:材料加工研究室。 分野:加工熱処理プロセスに関する研究 開発。 学会等:日本塑性加工学会会員。



団野敦 Atsushi Danno
生年:1941年。
所属:材料2部。
分野:塑性加工技術の研究・開発。
学会等:日本塑性加工学会,日本機械学会会員。
1968,1988年日本塑性加工学会論文 賞受賞。
1991年R&D100受賞。
工学博士。

47