

## 技術資料

## Technical Data

## 製造性と異常粒成長抑制能に優れる省合金肌焼鋼の開発

中山恭平\*, 宮崎貴大\*, 井上圭介\*

## Development of Low Alloy Case Hardening Steel with Excellent Suppressibility of Abnormal Grain Growth and Manufacturability

Kyohei Nakayama, Takahiro Miyazaki, and Keisuke Inoue

## Synopsis

The purpose of our research is to develop a new case hardening steel showing a good cold forgeability and suppressing of abnormal austenitic grain growth during carburizing.

Conventional case hardening steels have fine precipitates such as NbC or AlN for suppressing abnormal grain growth. However, even in the conventional steels, abnormal grain growth often occurs at high temperature carburizing or carburizing after cold forging. On the contrary abnormal grain growth in the developed steel does not occur because of less precipitates than the conventional steels and steady growth of grains. The grains of the developed steel are a little coarser than those of the conventional steels. The developed steel shows better hardenability due to the coarse grain than the conventional steels, which permits a decrement of alloying elements. The developed steel obtains low hardness by spheroidizing annealing with decreasing alloying elements and shows good cold forgeability compared to the conventional steels.

## 1. 緒言

近年、自動車などの機械構造用部品においては、製造工程の合理化、低コスト化を目的として冷間鍛造による部品成型が普及しており、動力伝達用の歯車などではニアネットシェイプを狙った冷間歯出しなどが適用されている。

しかし、部品の全体あるいは局所的に強加工が加わった場合、その後の浸炭処理などの熱処理工程においてオーステナイト結晶粒が局所的に粗大化する異常粒成長が発生しやすくなる。この異常粒成長は疲労強度や部品精度の劣化を生ずる<sup>1)</sup>など、実用上でさまざまな問題が発生すると言われている。さらに最近では、高強度化のための高濃度浸炭や浸炭処理時間の短縮を狙った高温処理が指向され、部品の信頼性および強度向上のため

に、高温域での異常粒成長抑制能に優れる材料の開発が要求されている。

従来の肌焼鋼はAl, Nb, Tiなどを添加し、それらの窒化物や炭化物を微細分散させ、オーステナイト粒界をピン止めすることにより異常粒成長の発生を抑制してきた<sup>2), 3)</sup>。

大同特殊鋼(株) (以下当社という) は、Nb添加により高温でも安定なピンニング粒子を微細分散させ異常粒成長を抑制可能な結晶粒粗大化防止鋼「ATOM鋼」<sup>4)</sup>や、冷間鍛造性に優れる「ALFA鋼」<sup>5)</sup>を開発・実用化してきた。しかし、浸炭工程のインライン化など、部品製造のサイクルタイムを短縮させるためには、更なる浸炭温度の高温化が必要になることが想定されるが、従来の肌焼鋼では析出物が固溶し、異常粒成長が発生しやすくなる。

2014年11月20日受付

\* 大同特殊鋼(株)研究開発本部 (Daido Corporate Research &amp; Development Center, Daido Steel, Co., Ltd.)

そこで、当社では、製造性、特に冷間鍛造性に優れ、また異常粒成長の抑制を目的とした肌焼鋼を開発した。以下にその内容について報告する。

## 2. 開発鋼のコンセプト

### 2. 1 開発鋼成分の考え方

従来の肌焼鋼ではAIN, NbC, TiCの析出物を活用するためにAl, Nb, Tiを添加していたが、ピン止め析出物が高温で一部固溶すると異常粒成長が発生する。本開発鋼は結晶粒界をピン止めするAINを析出させないことで、浸炭時にオーステナイト粒を均一に成長させ、異常粒成長の発生を抑制する。また、開発鋼は従来の肌焼鋼よりも浸炭焼入れ時の結晶粒径が大きくなることで焼入性が向上する<sup>6)</sup>ため、鋼種によらず結晶粒径の変化分の合金元素を低減することが可能である。

### 2. 2 開発鋼の異常粒成長抑制能

開発鋼のコンセプトの確認として、AINの有無による異常粒成長抑制能を評価するため、従来鋼としてAINを析出させた鋼（以下、AIN鋼という）とAINを析出させていない鋼（以下、AIN無鋼）を用いた。浸炭時に高い異常粒成長抑制能が求められる冷間鍛造材にて評価するため、両鋼種を球状化焼きなまし処理（以下、SAという）した。SA材からφ15 mm × 22.5 mmLの試験片を作製し、冷間アップセットを加工率60%で行った。浸炭は1193 K × 7.2 ks, 1273 K × 3.0 ks, 1323 K × 1.8 ksの3条件で実施した。Fig. 1に浸炭処理後のオーステナイト結晶粒度測定結果を示す。結晶粒度の測定はJIS G 0551に従った。図中のプロットは平均結晶粒度、エラーバーは測定時に観察された最大と最小の結晶粒度を表す。Fig. 2はその結晶粒写真である。AIN鋼は浸炭温度1193 Kでは細粒だが、浸炭温度1273 KではFig. 2の結晶粒写真のように結晶粒度番号が10番程度の細粒の中に局所的に5番以下の粗粒が観察され混粒である。一方、AIN無鋼は浸炭温度を1323 Kまで上昇させても平均結晶粒度番号が6.1であり、浸炭温度の上昇ともない結晶粒が成長するものの、AIN鋼で観察されたような局所的な粗粒はなく全体的に均一な結晶粒度を保っている。このことよりAIN無鋼はAIN鋼よりも優れた異常粒成長抑制能を有していることがわかる。

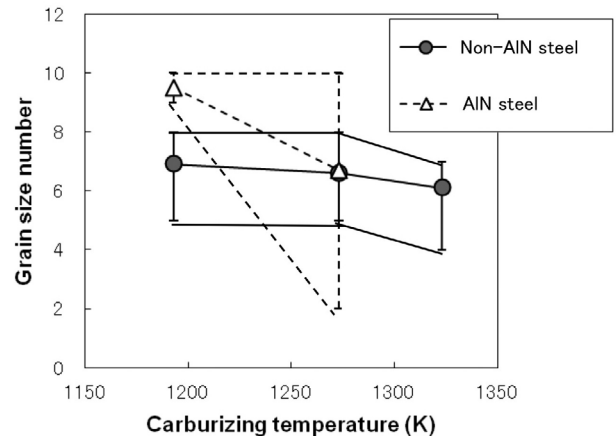


Fig. 1. Relationship between carburizing temperature and grain size number of non-AIN steel and AIN steel.

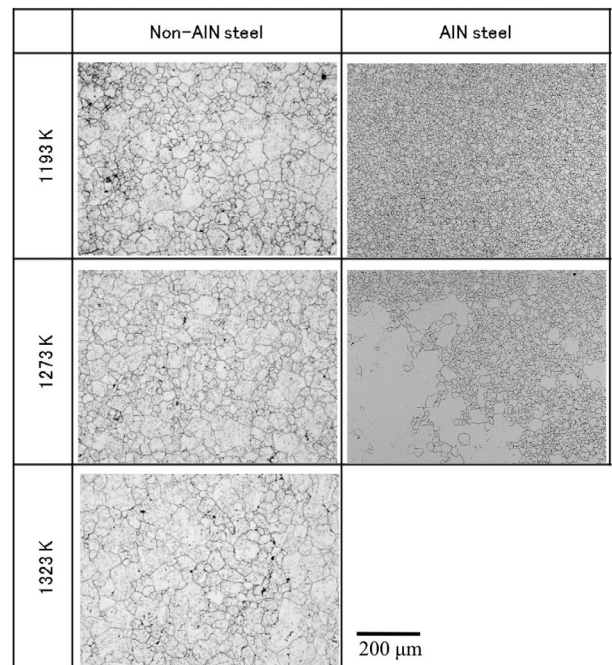


Fig. 2. Comparison of austenitic grain sizes after carburizing.

## 3. 開発鋼の製造性

本章では、開発鋼の製造性について記述する。Table 1に製造性評価に用いた鋼種の化学成分を示す。結晶粒径が大きくなることによる焼入性向上効果を確認するため、比較的焼入性の高いSCM418を比較材として用いた。開発鋼は焼入性向上を考慮して合金元素を調整しSCM418と同等の焼入性となるようにしている。

Table 1. Chemical composition for manufacturability test (mass%).

Steel	C	Si	Mn	Cr	Mo	AIN
SCM418	0.18	0.27	0.7	1.12	0.2	Precipitated
Developed steel	0.18	0.05	0.8	1.15	0.05	Less-precipitated

### 3. 1 開発鋼の焼入性

開発鋼と SCM418 の焼入性を調査するためにジョミニ試験を行った。開発鋼のジョミニ試験条件は、冷間鍛造後に 1193 K で浸炭した際の結晶粒度を模擬するため便宜的に焼入前に 1373 K で 30 min 保持することで結晶粒成長を促進させ、その後 1198 K で 30 min 保持後に焼入れを行った。SCM418 は JIS G 0561 に従い 1198 K で 30 min 保持後に焼入れを行った。Fig. 3 にジョミニ曲線を示す。開発鋼の焼入性は SCM418 より Mo を低減しているにも関わらず SCM418 とほぼ同等である。なお、ジョミニ試験後の焼入れ端の平均結晶粒度は、開発鋼では 5.6, SCM418 では 11.0 である。このことより開発鋼は結晶粒径が大きくなることによる省合金化が可能なことを示している。

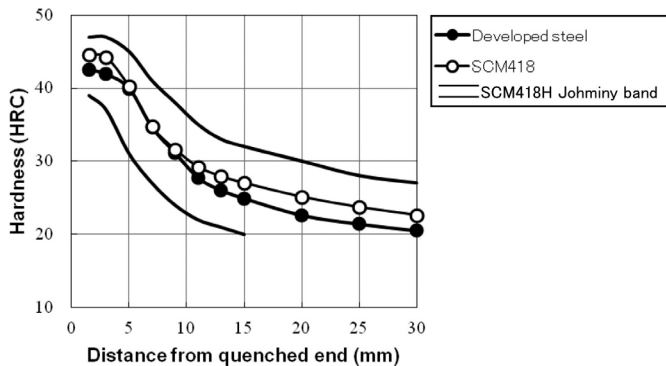


Fig. 3. Jominy curves for developed steel and SCM418.

### 3. 2 開発鋼の冷間加工性

開発鋼と SCM418 の冷間加工性を評価するため、Fig. 4 に示す SA 処理を実施した。両鋼種の SA 後の硬さを Fig. 5 に示す。開発鋼の硬さは 68.5 HRB で SCM418 よりも軟化している。これは焼入性調整のために省合金化した効果である。開発鋼と SCM418 の SA 材から  $\phi 15 \text{ mm} \times 22.5 \text{ mmL}$  の試験片を作製し、5.9 MN 容量のプレス機を用いてひずみ速度  $6 \text{ s}^{-1}$ 、室温で無潤滑にて圧縮した。Fig. 6 に圧縮試験時の開発鋼と SCM418 の変形抵抗

と真ひずみの関係を示す。同一の真ひずみでの開発鋼の変形抵抗は SCM418 の変形抵抗よりも低いことから、開発鋼は SCM418 よりも優れた冷間加工性を有していることがわかる。

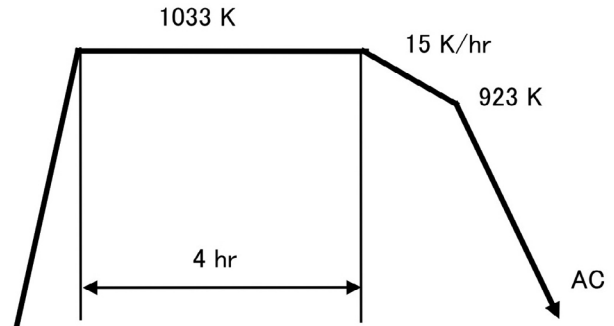


Fig. 4. Spheroidizing annealing (SA) condition.

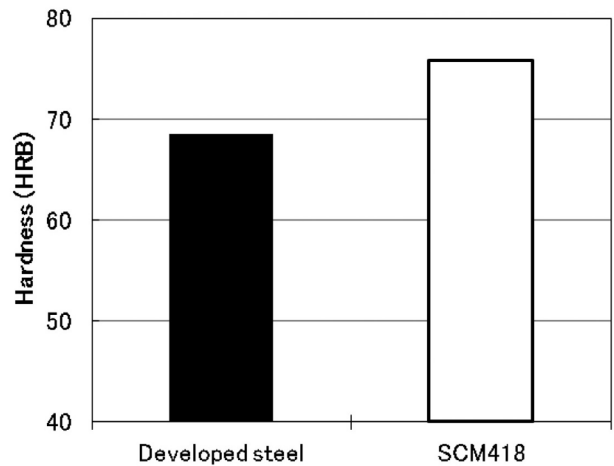


Fig. 5. Hardness of developed steel and SCM418 in SA.

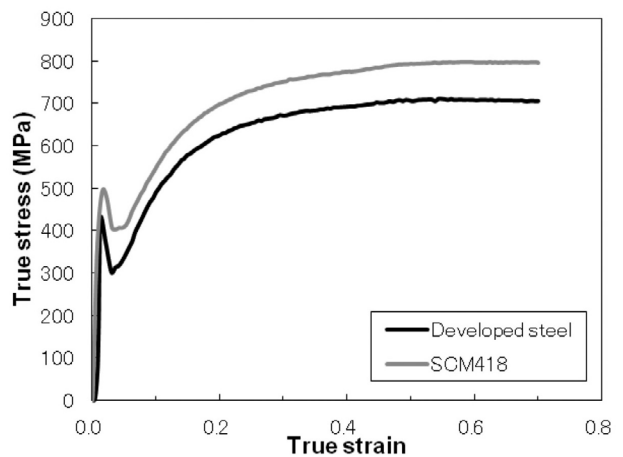


Fig. 6. Stress-strain curves in compression tests of developed steel and conventional SCM418.

### 3. 3 開発鋼の浸炭焼入性

開発鋼と SCM418 の浸炭焼入性を評価するため、前節 3. 2 で冷間加工した試験片を切断し 1193 K で 10.8 ks の同一条件で真空浸炭焼入れに供した。浸炭後の開発鋼と SCM418 の断面の硬さ分布を Fig. 7 に示す。開発鋼と SCM418 の浸炭層の硬さはほぼ同等であり、開発鋼は SCM418 と同等の浸炭焼入性を有していることがわかる。浸炭層での開発鋼の平均結晶粒度番号は 7.1、SCM418 は 11.0 であり、いずれも異常粒成長は発生していないことを確認している。

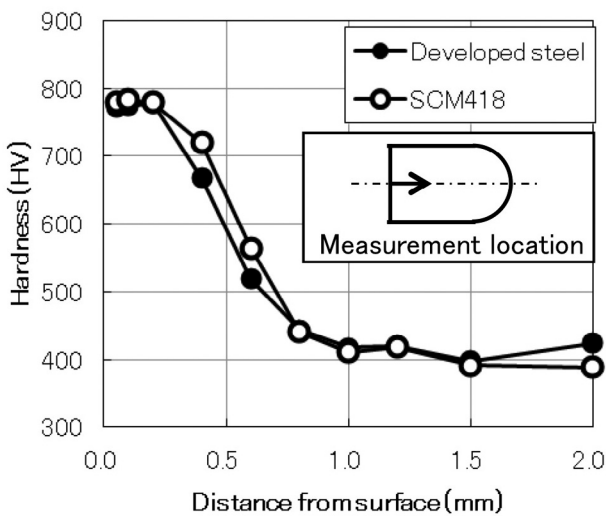


Fig. 7. Profile of hardness after carburizing.

### 4. 開発鋼の強度特性

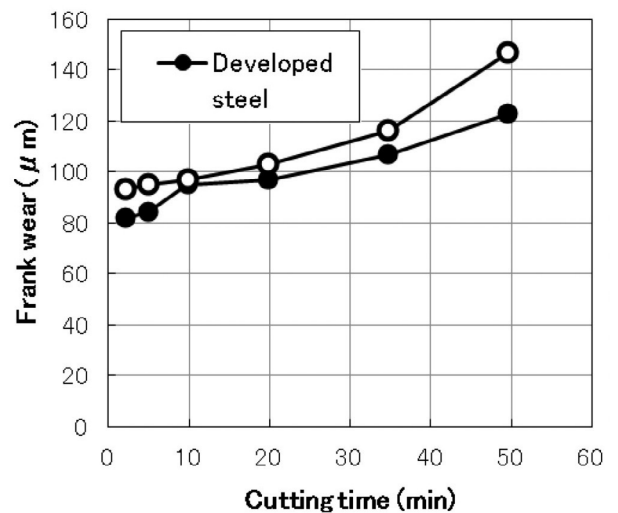
本章では、開発鋼の強度特性について記述する。評価材の化学組成を Table 2 に示す。Mo などの合金元素は浸炭層の靱性を向上させるなど強度に影響を及ぼす<sup>7)</sup>ことが知られており、ここでは強度に及ぼす結晶粒度の影響を明確にするため、開発鋼の主要合金元素は SCr420 と同等にした。浸炭処理はいずれも真空浸炭であり、各試験片の浸炭層表層に粒界酸化などの異常組織がないことを確認している。開発鋼の浸炭温度は結晶粒成長を促進するため 1323 K とし、SCr420 の浸炭温度は細粒と混粒にするため 1193 K と 1323 K の 2 条件を用いた。また、硬さ分布は開発鋼と SCr420 でほぼ同等となるように浸炭時間で調整した。

Table 2. Chemical composition for strength properties test (mass%).

Steel	C	Si	Mn	Cr	AlN
SCr420	0.2	0.2	0.8	1.17	Precipitated
Developed steel	0.2	0.2	0.81	1.16	Less-precipitated

### 3. 4 開発鋼の被削性

Fig. 8 に開発鋼の被削性の例として、開発鋼と SCr420 の旋削試験による工具のフランク摩耗量と切削時間の関係を示す。被削性に及ぼす硬さの影響を考慮し、ここでは比較材に開発鋼とほぼ同じ硬さの SCr420 を使用した。試験に用いた開発鋼の硬さは 68.6 HRB、SCr420 の硬さは 68.9 HRB でいずれも SA 処理材である。試験は図中に示す条件で行った。開発鋼の工具の摩耗量は同一切削時間で SCr420 と比較して同等以下と優れている。



Tool	TNMG160408-MA UE6110
Cutting speed	250 m/min
Feed	0.40 mm/rev
Depth of cut	1.5 mm
Cutting fluid	dry

Fig. 8. Comparison of developed steel and SCr420 of frank wear amount in turning test.

### 4. 1 開発鋼の衝撃強度

Fig. 9 に開発鋼と SCr420 の浸炭材のシャルピー衝撃試験結果を示す。試験片の切欠き形状は 10 R、深さ 2 mm であり、浸炭後に切欠き面以外を 2 mm 研削することで 10 mm × 10 mm × 55 mm の形状にし、衝撃破壊をする切欠き部分のみが浸炭された状態で試験に供した。開発鋼の衝撃強度はほぼ同じ硬さにも関わらず SCr420 よりも高い。シャルピー試験後の破面観察において、開発鋼は非浸炭層である切欠き面以外の部位で延性破面（シアリップ）が観察されたが、SCr420 では観察されず脆性破面であった。このことから開発鋼は結晶粒径が大きくなると非浸炭層では降伏しやすく、き裂伝播の際の塑性変形量が増大した結果、衝撃値が向上したのと考えられる。

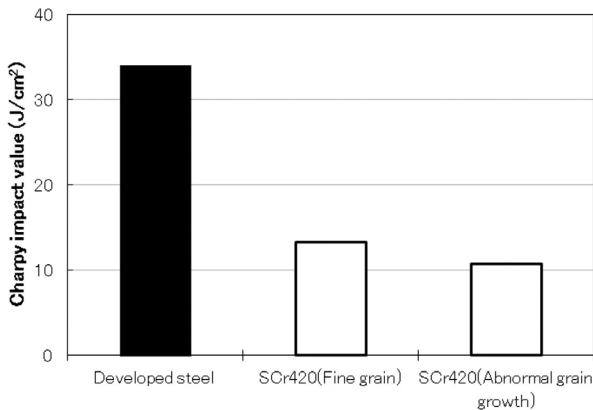


Fig. 9. Impact properties of developed steel and SCr420 after carburizing.

### 4. 2 開発鋼の低サイクル疲労強度

Fig. 10 に 4 点曲げ疲労試験により求めた開発鋼と SCr420 の 1000 回繰返し時間強度を示す。開発鋼の 1000 回繰返し時間強度は SCr420 よりも約 12 % 高い。一般的に 1000 回繰返し時間強度などの塑性変形域での疲労強度はき裂進展律速であり、き裂進展速度は結晶粒の粗大化に伴い低下すると考えられている<sup>8)</sup>。開発鋼の結晶粒径は SCr420 よりも均一に大きくなっており、き裂進展速度が細粒である SCr420 よりも低下したため、強度が向上したと考えられる。この結果と前項の衝撃試験結果をまとめると、結晶粒径が大きくなることはき裂進展抵抗の向上に寄与することを示唆する。

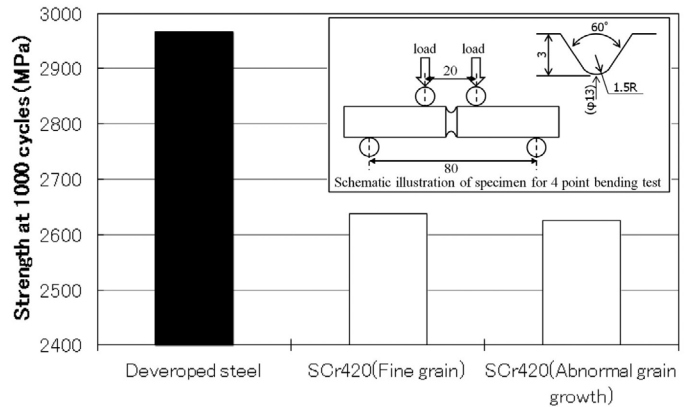


Fig. 10. Strength at 1000 cycles of developed steel and SCr420 after carburizing.

### 4. 3 開発鋼の高サイクル疲労強度

Fig. 11 に 4 点曲げ疲労試験で得た応力 - 破断寿命曲線を示す。開発鋼の高サイクル疲労強度は SCr420 の混粒材よりも僅かに向上し、SCr420 の細粒材と同等である。瓜田らの研究<sup>1)</sup>によると、平滑試験片の場合では、き裂発生が粒界酸化などの表面欠陥の影響を受けるため、粗粒材または混粒材の疲労強度は細粒材より低下する。一方、応力集中がある切欠き試験片では、切欠き近傍の引張応力が十分高いため表面欠陥の影響が少なく、疲労強度と結晶粒度の相関は小さいとしている。今回の試験片は真空浸炭により表面欠陥の影響が少なく、ギア歯元と同様に応力集中を有するため、疲労強度に対する結晶粒度の影響が小さかったと考えられる。

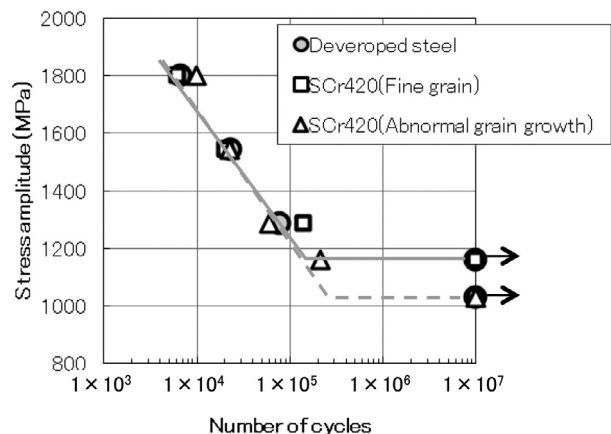


Fig. 11. 4 point bending fatigue properties of developed steel and SCr420 after carburizing.

#### 4. 4 開発鋼の面疲労強度

Fig. 12 にローラーピッチング試験結果を示す。試験片は表面の状態を均一にするため、浸炭後に接触部の片側 0.15 mm を研削した。開発鋼のピッチング強度は SCr420 とほぼ同等である。ピッチング強度は 573 K 焼戻し硬さと相関があり、すべり発熱による軟化挙動に影響を受けると理解されている<sup>9)</sup>。今回浸炭した試験片の一部を切り出し 573 K で焼戻し処理を行った後の最表面の硬さは、開発鋼は 613 HV、従来鋼は 595 HV とほぼ同等であった。573 K での焼戻し硬さは Si, Cr および Mo により向上することが知られており<sup>10)</sup>、今回の評価材の主成分は同等で 573 K での焼戻し硬さにほとんど差がないことから、ピッチング強度への結晶粒度の影響が小さかったと考えられる。

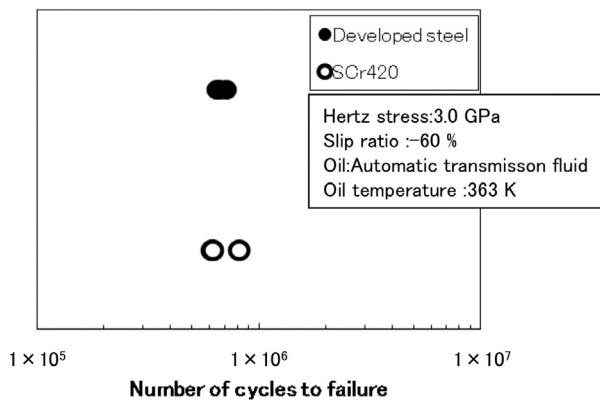


Fig. 12. Pitting fatigue properties of developed steel and SCr420 after carburizing.

### 5. まとめ

当社では浸炭時の異常粒成長を抑制できる ATOM 鋼と軟化熱処理省略を目的とした ALFA 鋼を開発・実用化してきたが、高温浸炭時でも異常粒成長を抑制でき、冷間加工性を兼ね備えた肌焼鋼を開発した。

本開発鋼は微細析出物による結晶粒界のピンニングで異常粒成長を抑制するのではなく、ピンニング粒子を極力析出させないことで異常粒成長を抑制する。開発鋼の結晶粒はピンニング粒子がないため、浸炭などの熱処理時に結晶粒の成長は促進され、従来の肌焼鋼よりも大きくなるため焼入性が向上する。この効果により本開発鋼は従来鋼に比べ焼入性向上元素が低減でき、冷間加工性も良好である。

Fig.13 は従来鋼と当社開発鋼および本開発鋼の位置づけを各種鍛造工程における浸炭温度適用範囲で示したものである。従来鋼の熱間鍛造品は 1273 K 程度で異常粒成長が発生するが、冷間鍛造品では 1223 K 程度で異常粒成長が発生する。ATOM 鋼と ALFA 鋼はいずれの鍛造品においても従来鋼より異常粒成長抑制能に優れている。一方、先にも述べたように本開発鋼は高温浸炭の際にピンニング粒子の固溶がないため、これまでの開発鋼と比較してさらに高温での浸炭においても異常粒成長の抑制が可能と考えられる。このように本開発鋼は、今後の部品製造コスト低減のための冷間鍛造化や、処理時間短縮を目的とした高温浸炭化のニーズに貢献することが期待できる。

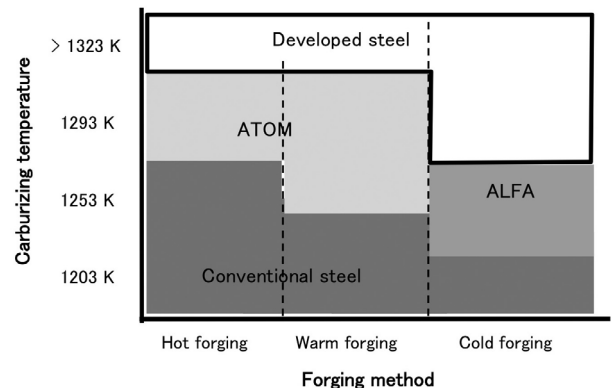


Fig. 13. Applicable range of carburizing temperature of several case hardening steels in each forging process.

(文献)

- 1) 瓜田龍実, 並木邦夫, 飯久保知人: 電気製鋼, 59 (1988), 33.
- 2) 久保田学, 越智達郎: 新日鉄技報, 378(2003), 72.
- 3) 藤松威史, 橋本和弥, 田中高志, 西森博, 井口誠: まてりあ, 第45巻, 第2号(2006), 141.
- 4) 紅林豊, 中村貞行: 電気製鋼, 65(1994), 67.
- 5) 紅林豊, 中村貞行: 電気製鋼, 69(1998), 57.
- 6) 日本金属学会, 日本鉄鋼協会編: 鉄鋼材料便覧, 丸善, 1967, 91.
- 7) 磯川憲二, 並木邦夫: 電気製鋼, 57(1986), 13.
- 8) 村上理一, 小林英男, 中沢一: 日本機械学会論文集 (第1部), 44(1978), 381, 1415
- 9) 羽生田智紀, 紅林豊: 電気製鋼, 73(2002), 73.
- 10) T. Nakamura, T. Hanyuda, M. Yoshida, Y. Murakami: SAE Technical Paper Series, (2001), No.2001-01-0827.