

## 鍛造用非調質鋼の現状と将来動向

The Present and the Future of Forging Steel  
Free of Quenching and Tempering高 田 啓 督<sup>\*(1)</sup> 子 安 善 郎<sup>\*(2)</sup>  
Hiromasa TAKADA Yoshiro KOYASU

## 抄 録

熱間鍛造後の焼入れ焼戻し(調質)工程を施すことなく、熱間鍛造ままで使用される熱間鍛造用非調質鋼が、自動車、産業機械に適用されているが、特に高強度で高靱性を達成したことで、自動車足廻り部品等へ適用範囲が広がり、その結果、年々使用量も増加している。本報告では新日本製鐵の熱間鍛造用非調質鋼の高強度化、高靱性化の取組みと非調質鋼の将来動向について述べる。

## Abstract

Forging steels used "as-forged" which are free of quenching and tempering processes after hot forging, is being applied to mechanical parts in the fields of automobile and industrial machinery. In particular, the development of forging steel with high strength and high toughness has increased its application so it can be used for such parts like in the under-body of automobiles and so on. Consequently, the amount of use of these forging steels has been growing year by year. In this paper, metallurgical R & D for the strengthening and toughening of as-forged steels by Nippon Steel is discussed, and the application of the forging steel in the future is forecasted.

## 1. 緒 言

機械構造用炭素鋼に V を添加した熱間鍛造用の非調質鋼が欧州で開発されて以来、わが国においても、数多くの研究開発が行われ、それに伴い生産量も年々増大し、現在、毎月10 000t を超える量が使用されている。

非調質鋼を使用することにより、単に熱処理省略による省エネルギー効果が得られるだけでなく、工程の短縮、在庫管理上の利点、更には熱処理歪や被削性の面でも従来の熱処理材に比べ有利な点があり、製品の高品質化にも貢献している。

熱間鍛造用非調質鋼の歴史は、適用部品拡大のための高強度化、高靱性化(強靱化)の努力の歴史であった。本報告では、新日本製鐵の熱間鍛造用非調質鋼の強靱化の取組みと非調質鋼の将来動向について述べる。

## 2. フェライト・パーライト型非調質鋼の強靱化

## 2.1 考 え 方

機械構造用炭素鋼あるいは Mn 鋼に V, Nb 等の析出強化元素を添加した初期の非調質鋼は、熱間鍛造ままの組織が粗大なフェライト・パーライト組織であり、高い靱性が得られず、適用できる部品が限定されていた。

高い強度と靱性を両立させる手段として、鋼成分の面では低炭素化し、その分他の合金で強度を補うことが有効である。しかし、低炭素高合金化すると、空冷状態でベイナイトやマルテンサイト組織が変態しやすくなり、又、コストの上昇を招くため、限界がある。

成分を大きく変えることなく、強度と靱性を同時に高めるほとんど唯一の手段は、組織の微細化であり、図1に示すように、材料側と鍛造加工側の両面から組織を微細化することにより、最適化を図る必要がある。

しかし、鍛造加工条件側から組織の微細化を図る場合、どうして

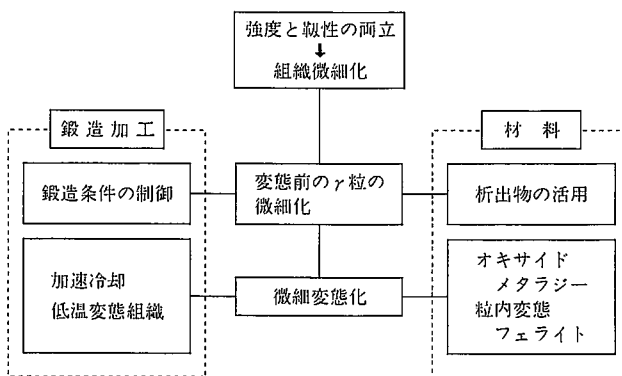


図1 フェライト・パーライト組織鋼の高強度、高靱性化

\*<sup>(1)</sup> 技術開発本部 室蘭技術研究部 主任研究員\*<sup>(2)</sup> 名古屋支店 専門部長

も低温加工を指向することになり、その場合、鍛造加工時の変形抵抗が上昇し、型寿命に悪影響を及ぼす恐れがあり、実際的ではない場合が多い。

フェライト・パーライト組織の微細化を図るためには、晶析出分散相の活用により変態前のオーステナイト結晶粒を細かくし、フェライト変態サイトである粒界面積を大きくするとともに、旧オーステナイト結晶粒内にもフェライト変態サイトとなる晶析出物を分散させ、フェライト変態を促進することが有効である。特に酸化物、硫化物を晶析出物の分散の制御に、積極的に活用するオキサイドメタラジーという冶金原理が提唱され<sup>9)</sup>、実用化されてきている。

## 2.2 オーステナイト結晶粒の粗大化防止

フェライト・パーライト非調質鋼の高靱性化は、晶析出物による結晶粒界移動阻止の効果、いわゆるピン止め効果によって、鍛造加熱時のオーステナイト組織の粗大化を防止することが基本である。

鍛造加熱温度域で晶析出物によるピン止め効果を利用するためには、高温で鋼中に固溶しないことが必要であるため、TiN, NbN あるいは MnS 等がピン止め粒子として選択されてきた<sup>2,3)</sup>。更に、一般に析出分散相粒子が多量且つ微細であるほど、再加熱オーステナイト結晶粒の成長を抑制できることが知られており、Ti, Nb, S 添加量の調整と共に大きさの制御もなされている<sup>4-6)</sup>。図2には再加熱時の結晶粒度に及ぼす Ti(TiN), S(MnS) の影響を示した。同図に示したように、比較的低温で鍛造するのであれば、粗大化防止のためには微細な TiN の利用が適しており、比較的高温の鍛造ならば、大きめの TiN あるいは、TiN と MnS の併用が適している。

ここで、TiN の大きさと数は鍛造時の凝固冷却速度、すなわち、鍛造断面サイズとその後の圧延工程条件に影響される<sup>5,6)</sup>。Ti 炭窒化物の形態を写真1に示した。大断面鍛造の場合、鋳片と棒鋼の Ti 炭窒化物の形態はほぼ同じであるが、中断面鍛造の場合、形態も大きさも異なっている。この原因は、大断面では鍛造後の冷却中に Ti は高温でも安定な TiN として析出、成長するのにに対し、中断面材では、鍛造後の冷却中 TiN 析出温度域を通過する時間が短く、TiN が完全に析出できないため、残った固溶 Ti が、より低い温度域で、安定な TiC として、TiN 上に角状に析出するからである。その後の分塊、棒鋼圧延の加熱時に TiC は再固溶し、より安定な TiN として微細析出するものと考えられ、最終的に中断面棒鋼では微細 TiN が得られる。

現在、中断面で製造した TiN 型非調質鋼は、鍛造加熱温度の比較的低い小型の非調質部品に適用され、良好な機械的特性を実現して

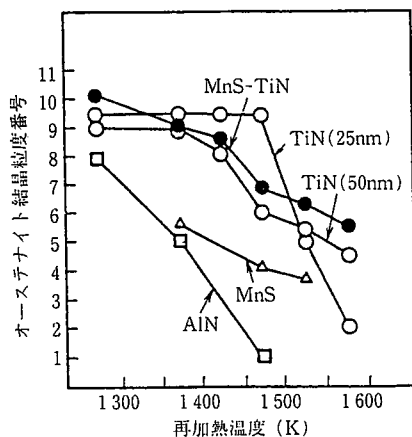


図2 再加熱温度と結晶粒度の関係

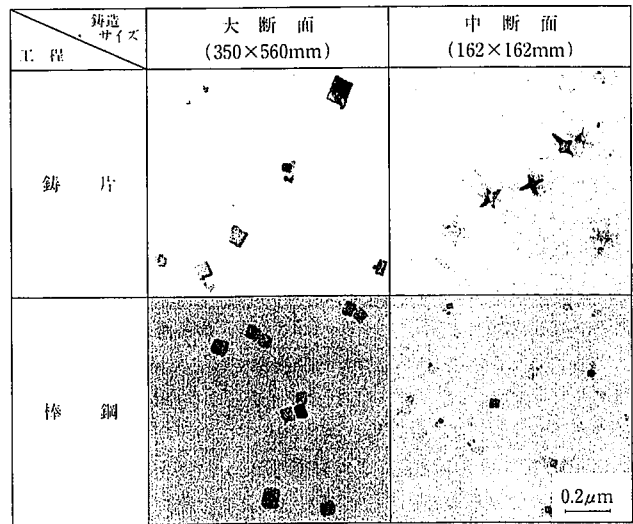


写真1 Ti炭窒化物の形態

いる。

さて、MnS (S=0.06%) は、その粒子が比較的大きいため、単独で利用した場合には、TiN ほどのオーステナイト組織の粗大化抑制効果は、期待できないことが図2から分かる。しかし、MnS は鍛造温度域でも固溶しにくい非常に安定であり、更に、以下に述べるように、粒内フェライト変態のサイトとして働くため、総合してみると組織微細化の効果は非常に大きい。

## 2.3 粒内フェライト変態

粒内フェライト (Intragranular Ferrite, 以下 IGF と記す) は、旧オーステナイト粒内に変態するフェライトであり、多数変態させることにより、実質的に組織が微細化され靱性の向上が図られ、特に、他に有効な高靱性化の手段の少ない中炭素フェライト・パーライト非調質鋼において有効である。

V 非調質鋼において MnS をサイトとした IGF 変態を利用し、靱性の向上を図ることは、すでに1980年出願の特許公報に記載されている<sup>7)</sup>。その後、IGF の変態サイトが MnS 上に析出する V (C, N) あるいは VN であることが明らかとされた<sup>8,9)</sup>。V 炭窒化物は、フェライトと格子整合性が非常に高く、フェライト変態に要するエネルギーを低下させることが、IGF 変態サイトとなる理由と考えられる。写真2に MnS 上の VN をサイトとして変態した粒内フェライトの TEM 観察像を示した<sup>10)</sup>。IGF を多数変態させるためには、V 炭窒化物の析出サイトとなる MnS を多数分散させることが必要であり、以下に MnS 粒子の分散制御について述べる。

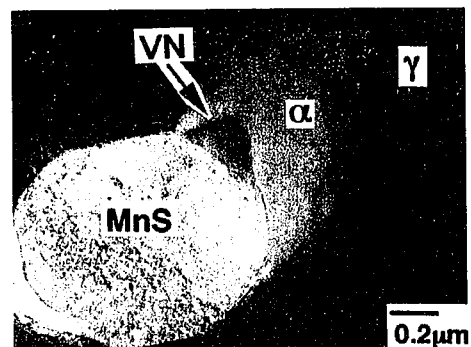


写真2 MnS+VN 上に変態した粒内フェライトのTEM像

鋼の被削性を向上させるのに必要な S, 例えば 0.05% 以上の S を添加した場合, MnS は鍛造後の凝固初期から晶出すると考えられるが, 写真 3 に示したように, 晶析出した MnS の内部を観察すると, ほとんどの場合, 複合酸化物が存在している。これから酸化物を優先晶析出サイトとしていることが分かる。よって, MnS が晶析出しやすい酸化物を多数分散させることにより, V 炭窒化物及び IGF 変態サイトとなる MnS を多数分散させることができる<sup>11,12)</sup>。図 3 は実験室の真空溶解炉で同一成分の熱間鍛造非調質鋼 (S=0.06%) を溶解した後, Al 添加量すなわち Al 脱酸程度だけを変えて, 凝固後の MnS の数と大きさを調べた結果である。同図より, ある適度な脱酸を行うことにより, MnS は微細且つ多数晶析出することが分かる。高村らは陽イオン欠陥型の酸化物は晶析出サイトとなり得ることを示した<sup>1)</sup>。適度な脱酸を行うことにより, 強脱酸元素の酸化物であるアルミナの周囲に, 弱脱酸元素で陽イオン欠陥型の MnO が取り巻く複合酸化物が, 多数できたものと考えられる (写真 3 参照)。

写真 4 に, 引張り強度 800MPa で, オキサイドメタラジを活性した細粒非調質鋼と, 同じく引張り強度 800MPa の従来型非調質鋼の組織を示した。図 4 に両鋼の衝撃特性を示し, 又, 写真 5 には -50°C の衝撃破面を示した。細粒非調質鋼の衝撃値が大きいのは, IGF が破壊時の亀裂進展の抵抗として働き, 破面単位が微細化した結果と考えられる。

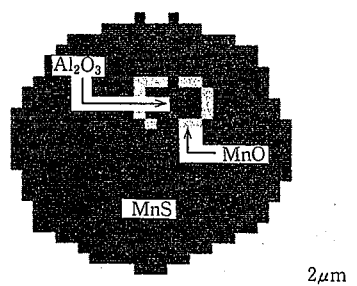


写真 3 Al脱酸鋼中のMnS粒子

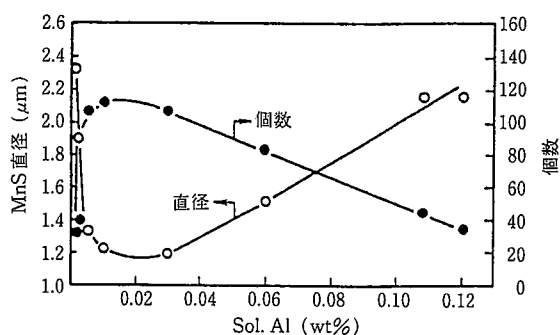


図 3 MnS粒子の大きさと個数に及ぼす脱酸程度の影響

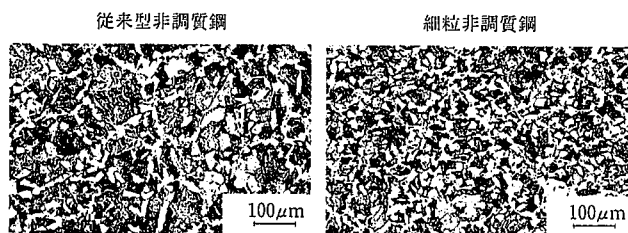


写真 4 従来型非調質鋼及び細粒非調質鋼の光学顕微鏡組織

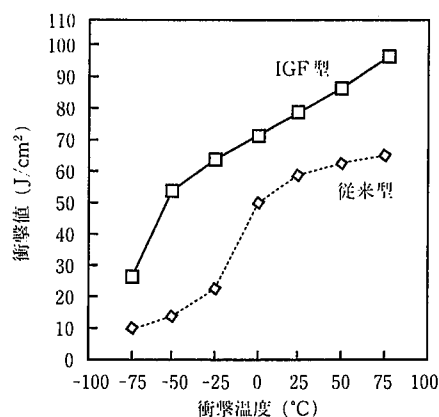


図 4 従来型非調質鋼及び細粒非調質鋼の衝撃特性 (JIS 3号試験片)

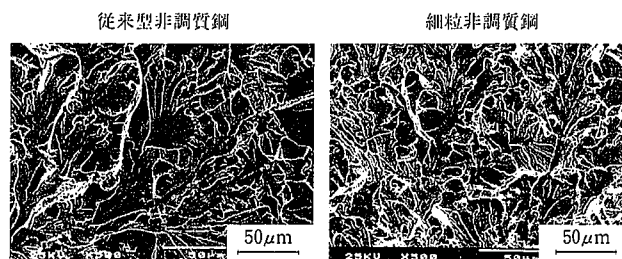


写真 5 従来型非調質鋼及び細粒非調質鋼の-50°C衝撃破面

疲労強度は機械構造部品として重要な性質である。図 5 に従来型焼入れ焼戻し鋼 (調質鋼) と, 細粒非調質鋼の回転曲げ疲労限度比 (疲労強度/引張り強度) を示した。細粒非調質鋼の疲労限度比は, 調質鋼と同一の範囲内にあることが分かる。

更に, 被削性については, 図 6, 7 に示したように超硬工具による旋削時の工具摩耗, 及びハイスドリル穴あけ時のドリル寿命ともに, ほぼ同一の硬さで比較した場合, 細粒非調質鋼の方が調質鋼よりも優れている。これは均一な炭化物が分散した焼戻しマルテンサイト組織の調質鋼に比べて, フェライト・パーライト鋼は 2 相組織であり, 工具先端の応力が軟質なフェライトに集中し, 切削抵抗が低下するためと考えられる<sup>13)</sup>。

以上のような技術進歩の結果, 最近 10 年の間にフェライト・パーライト型の非調質鋼の高強度高靱性化が急速に進み, 引張り強度 900~1 000MPa 級鋼 (表 1 参照) が自動車用足廻り部品として使用されるまでになっている<sup>14-16)</sup>。

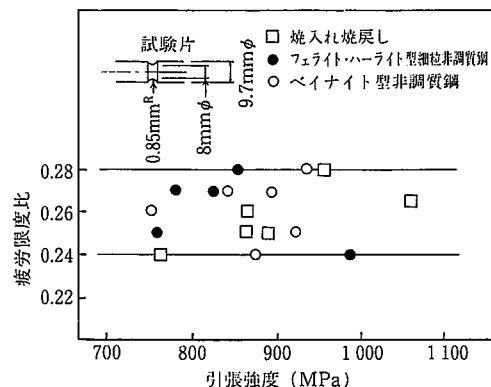


図 5 細粒非調質鋼の疲労限度比

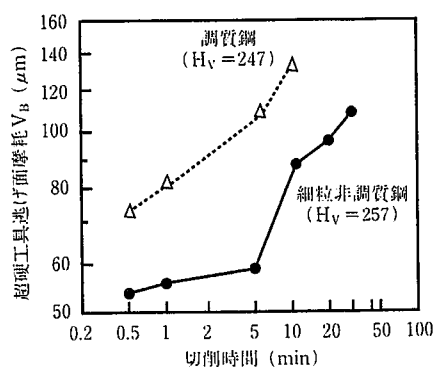


図6 細粒非調質鋼の超硬工具摩耗

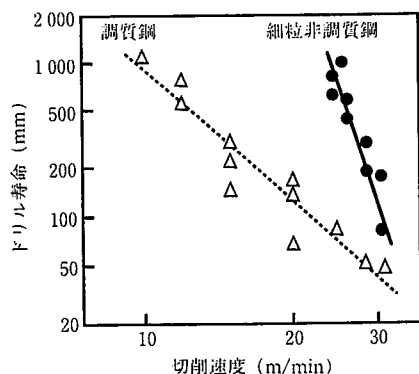


図7 細粒非調質鋼のハイスドリル寿命

表1 900~1 000MPa級フェライト・パーライト非調質鋼の化学成分

| C    | Si   | Mn   | S    | Cr   | V    | Ti   |
|------|------|------|------|------|------|------|
| 0.23 | 0.20 | 1.40 | 0.02 | 0.20 | 0.05 | 0    |
| 0.40 | 1.30 | 1.70 | 0.07 | 0.40 | 0.25 | 0.02 |

### 3. ベイナイト型非調質鋼の強靱化

安定して引張り強度を1 000MPa超とすることはフェライト・パーライト組織の鋼では困難であることから、1 000MPaを超える領域では、ベイナイトあるいはマルテンサイト組織鋼の適用が研究されている<sup>17,18)</sup>。特に、ベイナイト型は硬さが安定し、焼入れが不要であるため焼入れ歪がなく、焼入れ設備も不要である等の利点から、次世代の高強度非調質鋼として期待され、一部はすでに実用化されている。

ベイナイト非調質鋼は、フェライト・パーライト鋼よりもMn, Crを高め、必要に応じてMo, B等を添加し、空冷状態でベイナイト変態するように成分を調整した鋼である。図8に引張り強度1 200MPa級のベイナイト非調質鋼成分例と、そのCCT線図を示した。同図より、空冷域である1.0K/s以下では安定してベイナイト組織が得られることが分かる。ベイナイト組織は、一般にオーステナイト温度域から急冷して恒温処理した場合に、変態する組織として知られている。しかし、熱間鍛造後空冷まで使用する場合、連続冷却されるため、オーステナイト温度域から冷却する途中、ベイナイト変態温度域で変態しきれなかった一部のオーステナイトが、マルテンサイト組織に変態したり、残留オーステナイトとして室温まで残るのが通常である。特に、軟質な残留オーステナイトは、耐力を低下さ

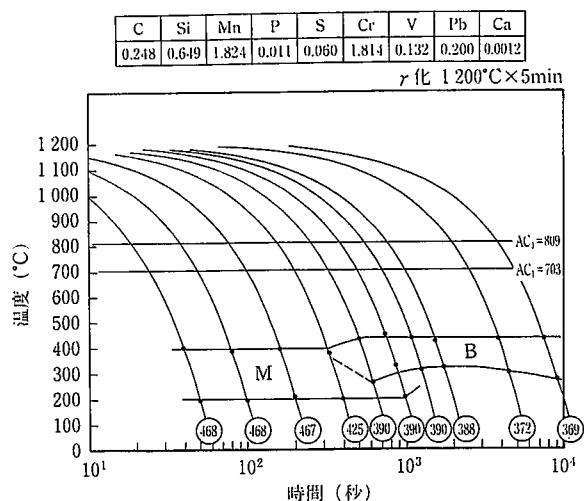


図8 1 200MPa級ベイナイト非調質鋼のCCT線図

せるため、一般には、比較的低温の焼戻しでオーステナイトをフェライトと炭化物に変態させて使用している<sup>18)</sup>。図9に鍛造-非調質まま材と、鍛造-焼戻し材の引張り特性を比較した。鍛造-非調質まま材が、耐力が低く伸びが大きいのは、残留オーステナイトが加工誘起変態を起こした結果である。

又、ベイナイト鋼の機械的性質は、残留オーステナイト量だけではなく、ベイナイトパケットの大きさ、MA組織（マルテンサイトとオーステナイトの混合組織）の大きさ、及び焼戻したときの炭化物の球状化の度合いにも依存するものと考えられる。例えば、表2に示したA鋼に対して、Tiを添加しSiを高めたB鋼の、加熱放冷状態（鍛造ままの非調質状態を再現）、及び加熱放冷後673K、1時間焼戻した状態の組織（写真6参照）を比較すると、B鋼はベイナイトラスの長さが小さく、パケット単位も小さくなっている、これは、TiNによる再加熱時のオーステナイト組織の粗大化抑制の結果であり、更に焼戻した場合に、炭化物の凝集粗大化が抑制されているのは、Siの炭素拡散抑制の効果によるものと考えられる。その結果、B鋼はA鋼と比較して非調質状態、及び焼戻し状態で良好な衝撃値を実現している（表3参照）。

機械部品の製造コストに占める切削加工費の割合は極めて大きく、高強度化による被削性の低下はコスト増に直結する。

引張り強度が1 000MPa以下のフェライト・パーライト型非調質鋼の被削性については、前述のように同一強度の調質鋼に比べて良好で

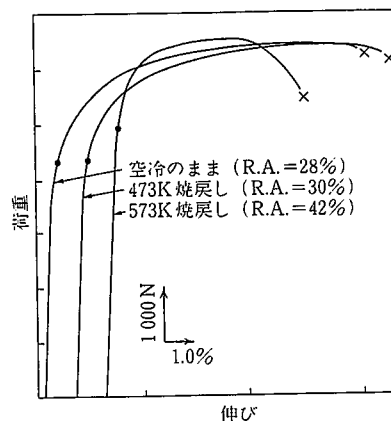


図9 1 100MPa級ベイナイト型非調質鋼の荷重-伸び曲線

表 2 1 100MPa 級ベイナイト非調質鋼の化学成分 (wt %)

| 鋼 | C    | Si   | Mn   | S    | Cr   | V     | Ti    |
|---|------|------|------|------|------|-------|-------|
| A | 0.23 | 0.51 | 2.98 | 0.05 | 0.15 | 0.121 | tr.   |
| B | 0.21 | 1.51 | 2.50 | 0.05 | 0.30 | 0.151 | 0.018 |

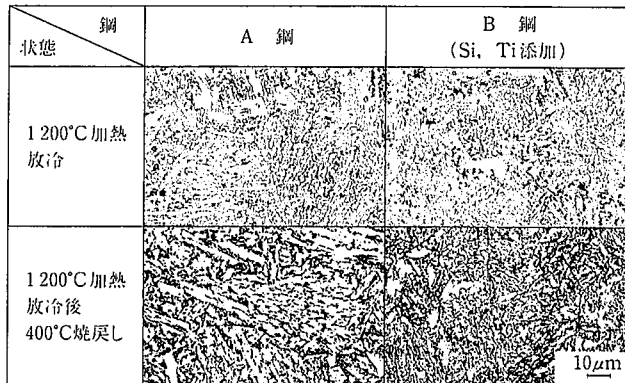


写真 6 ベイナイト非調質の組織に及ぼすSi, Tiの影響

表 3 1 100MPa 級ベイナイト非調質鋼の機械的性質

| 鋼 | 状態       | 引張り強度 (MPa) | 降伏強度 (MPa) | 降伏比  | 常温衝撃値 $uE_{25}$ (J/cm <sup>2</sup> ) | 低温衝撃値 $uE_{-30}$ (J/cm <sup>2</sup> ) |
|---|----------|-------------|------------|------|--------------------------------------|---------------------------------------|
| A | 加熱放冷まま   | 1 131       | 728        | 0.64 | 10                                   | 6                                     |
|   | 400°C焼戻し | 1 033       | 831        | 0.80 | 26                                   | 11                                    |
| B | 加熱放冷まま   | 1 141       | 730        | 0.64 | 54                                   | 29                                    |
|   | 400°C焼戻し | 1 066       | 857        | 0.80 | 78                                   | 50                                    |

ある。しかしながら、ベイナイト型非調質鋼の場合、被削性は常に調質鋼よりも著しく良好であるとは限らない。しかも、現在引張り強度が1 000MPaを超える自動車部品は、ほとんど使用されていないため、実ラインでの被削性は未知の領域である。そこで、高強度非調質鋼の被削性に及ぼす快削元素の影響についてラポで検討した。図10に1 200MPa級のベイナイト型高強度非調質鋼に種々の快削元素を添加し、超硬合金工具で外周切削したときの工具摩耗量の切削時間推移を示す。高強度非調質鋼でもS, Pb及びCaを複合添加した三元系快削鋼<sup>19)</sup>とすることにより、現行900MPa級非調質鋼とほぼ同等の超硬工具被削性の得られることが分かる。

今後、焼戻しが不要なベイナイト鋼の開発が進むものと考えられ、ベイナイト型非調質鋼の適用範囲は更に広がると思われる。

#### 4. 将来動向と結言

フェライト・パーライト型を中心として、1 000MPaまでの非調質鋼の高強度高靱性化が進んだ結果<sup>20-23)</sup>、自動車用足廻り部品にまで適用範囲が広がり<sup>14-16)</sup>、その使用量も年々増加してきたが、適用拡大も一段落の感がある。又、昨今の経済環境を反映し、軽量化を狙った開発は減速しているが、燃費向上のための部品の軽量化、高強度化は今後も続く課題であることは疑問の余地がないと思われる。

一方、部品点数の削減等を目的として鍛造部品形状が複雑化してきており、従来の急冷を伴う焼入れ焼戻し法では、歪の点で製造が困難になる場合も予想されている。この点からも、非調質鋼の適用

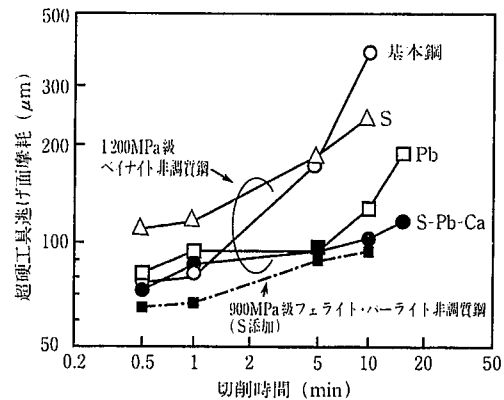


図 10 1 200MPa 級ベイナイト非調質鋼切削時の超硬工具摩耗

が最適であり、熱処理省略の意味での非調質鋼ではなく、複雑形状部品製造のための新しい強靱鋼としての位置を確保する可能性がある。

このように、今までとは違った意味合いの非調質鋼化が進むものと期待されるが、引張り強度が1 000MPaを超えた場合、素材棒鋼の切断、熱間鍛造の寿命、粗型材の切削加工性の面で、従来あまり顕在化していなかった問題が浮き上がりてくるものと予想される。よって、鍛造メーカーと鋼材メーカーの今まで以上の密接な連携による開発が、求められてくるものと思われる。

#### 参考文献

- 1) 高村仁一, 溝口庄三: 材料とプロセス. 3, 276 (1990)
- 2) 高田啓督, 子安善郎, 竹田秀俊: 鉄と鋼. 73, S1215 (1987)
- 3) 高田啓督, 子安善郎, 竹田秀俊: 鉄と鋼. 73, S1216 (1987)
- 4) 高田啓督, 子安善郎, 竹田秀俊: 材料とプロセス. 2, 899 (1989)
- 5) 高田啓督, 子安善郎: 材料とプロセス. 3, 760 (1990)
- 6) 高田啓督, 子安善郎: 材料とプロセス. 3, 2011 (1990)
- 7) 日本特許出願公告 昭60-45250 1985.10.8
- 8) Ochi, T., Takahashi, T., Takada, H.: Iron and Steel Maker. Feb. 21 (1989)
- 9) Ishikawa, F., Takahashi, T., Ochi, T.: Proc. Material Week. '92 AST/TMS. 929 (1992)
- 10) Ishikawa, F., Takahashi, T., Ochi, T.: Metallurgical and Materials Transactions. 25A, 929 (1994)
- 11) 高田啓督, 子安善郎: 材料とプロセス. 4, 889 (1991)
- 12) 高田啓督, 越智達朗, 子安善郎, 高橋稔彦: 材料とプロセス. 5, 777 (1992)
- 13) 柳瀬雅人: 私信
- 14) 安田茂, 石川秀雄: 特殊鋼 37, (11); (14), (1988)
- 15) 前田千芳利, 安田茂, 石川秀雄: 自動車技術. 43, (6), 79 (1989)
- 16) 高田啓督, 越智達朗, 石川秀男, 安田茂, 前田千芳利: 日本金属学会会報. 32 (6), 429 (1993)
- 17) 高田啓督, 子安善郎: 材料とプロセス. 5, 1902 (1992)
- 18) 高田啓督, 子安善郎: 材料とプロセス. 6, 785 (1993)
- 19) Mori, T., Yanase, M., Ebihara, T., Yoshida, M., Niwa, S.: Proc. Conf. on Shot Peening. 1990, p. 519
- 20) 子安善郎, 高田啓督, 高橋稔彦, 竹田秀俊, 石井伸幸: 製鉄研究. (337), 41 (1990)
- 21) 子安善郎, 蟹澤秀雄, 越智達朗, 柳瀬雅人, 高田啓督, 内藤賢一郎, 石川秀男: 新日鉄技報. (343), 30 (1992)
- 22) 松島義武, 中村守文, 椎名章人, 中村良行, 泰 高樹, 山本義則, 大河内則夫: 材料とプロセス. 5, 781 (1992)
- 23) 石崎哲行, 白神哲夫, 三瓶哲也, 松本和明: 材料とプロセス. 5, 793 (1992)