

技術資料



Technical Data

加工誘起 VC 析出を活用した高強度化・傾斜機能化 制御鍛造技術の開発

梅森直樹*, 藤原正尚*, 松村康志*, 保母 誠*

Development of Strengthening and Functionally Grading Techniques Using Deformation-Induced VC Precipitation

Naoki Umemori, Masanao Fujiwara, Yasushi Matsumura, and Makoto Hobo

Synopsis

Recently controlled forging technology has been paid attention to as a process which is able to unite strength and machining of parts. In this study, strengthening and functionally grading techniques for hot forging were investigated supposing con rod's forging process. Therefore the influence of the forging condition on the proof strength was investigated using high V added steel. The results obtained are as follows:

- (1) The 0.2 % proof stress was improved by forging at low temperature of 853 K before ferrite transformation.
- (2) The amount of fine VC sized about 3 nm was increased by forging at low temperature before ferrite transformation.

Obtaining both strengthening and good machinability of parts can be possible by forging at low temperature partially and at higher temperature in the other parts.

1. 緒 言

近年、環境問題に対する自動車の小型・軽量化技術の開発は、燃費改善の有効な手段としてますますその重要性を増してきている。燃費改善効果の高い駆動系部品に対しては、強度や剛性、設置スペースの制約などの問題により、鉄鋼材料の高強度化による小型・軽量化が強く望まれており、熱間鍛造により製造されることの多い駆動系部品の高強度化技術が必要不可欠となっている¹⁾。

高強度化により、多くの部品に要求される機械加工性は低下するため、強度と機械加工性を両立させるためのアロイデザインやプロセス設計が必要となり、従来のように熱間鍛造のみのプロセス設計だけでは、より一層の強度向上を実現することが非常に困難である。現在、そ

の強度と機械加工性を両立させるためのプロセス設計として、制御鍛造技術が開発されている²⁾。制御鍛造技術は、加熱温度、鍛造時のひずみ、加工温度、冷却速度などの因子を制御するプロセスの総称で、一般的には、加工熱処理プロセスを適用した鍛造加工のことを意味する³⁾。

本研究では、熱間での本成形鍛造後の制御冷却途中において、低温での部分鍛造・保持を行い、微細な VC (炭化バナジウム) により低温鍛造部分のみを強化させる制御鍛造技術の開発を行っている。強度が必要となる部分は上記プロセスにより強化されるが、機械加工性が必要となる部分では VC を比較的粗大に析出させることで不必要な強度向上を抑制し、部品全体に強度差を付与する。このような強度傾斜を持たせることにより、効率的な部品小型化や軽量化が期待されている^{4)~6)}。

2010年11月30日受付

*大同特殊鋼(株)研究開発本部 (Daido Corporate Research & Development Center, Daido Steel Co., Ltd.)
鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発研究体 (JRCM: 財金属材料研究開発センター)

本報では、V添加型非調質鋼を用いて、高強度化・傾斜機能化を目的とした制御鍛造プロセスを模擬したラボテストにより、強度に及ぼす鍛造条件の影響を評価した。

2. 実験方法

Fig.1にコンロッドを想定した制御鍛造プロセスの考え方を示す。強度を付与したい桿部については1回目鍛造後に急冷を行い、フェライト変態前に低温加工により歪みを加えることで、微細なVCの析出を促進させ、耐力の向上を図る。一方、機械加工性を必要とする大・小端部（軟質部）については、高温での加工を行い、比較的粗大なVCを析出させる。これにより、VCの析出状

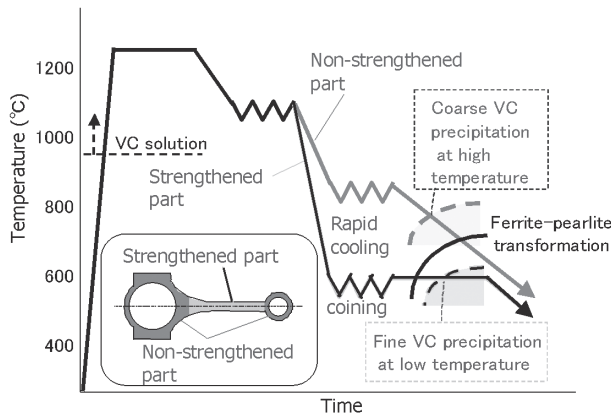


Fig.1. New controlled forging process under development.

態を部位ごとに変化させることで、桿部と大・小端部の強度差を造り込むことが可能となる。

供試材の成分を Table 1 に示す。S40C ベースに VC の析出強化による高強度化を目的として V 量を 0.46 mass% 添加している。供試材は、真空高周波誘導炉で溶解し、50 kg 鋼塊に铸造した。これを 1523 K で直径 40 mm の丸棒に熱間鍛造し、この丸棒の中心部より、各種試験片を切り出し、制御鍛造を模擬したラボテストを行った。このラボテストでは、硬さ、強度に及ぼす加工条件の影響を調査し、より高い強度を達成しうる低温加工条件（以後、強化部プロセス）および軟質部を作り込むための高温加工条件（以後、軟質部プロセス）の検討を行った。

強化部プロセスの検討は Fig.2 に示す条件で実施した。試験片は 1473 K に加熱して 60 sec 保持した後、1 回目鍛造を模擬し、1373 K で圧下率 30% の加工を付与した。その後連続して同じ試験片を、-10 K/sec で急冷した後、2 回目鍛造を模擬し、温度を 853, 873, 893 K、圧下率 0,10% の加工を施した。2 回目鍛造後は、等温変態を狙いとして、600, 1200 sec 加工温度のまま保持し、最終的に水冷を行った。1 回目鍛造後の急冷は、冷却中のフェライト変態を抑制することで、準安定 γ 域で加工を行うことを目的にしている。また、2 回目鍛造において、加工率 0% の実施は等温保持のみの影響を調べることが目的である。2 回目の加工・保持温度は Fig.3 に

Table 1. Chemical composition.

(mass%)							
C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	V	N
0.40	0.25	1.00	0.15	0.19	0.15	0.46	0.008

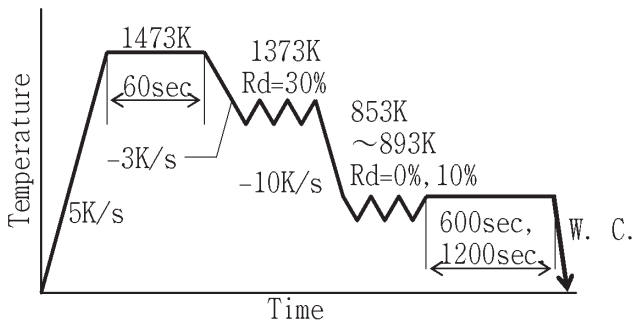


Fig.2. Controlled forging process (strengthening process).

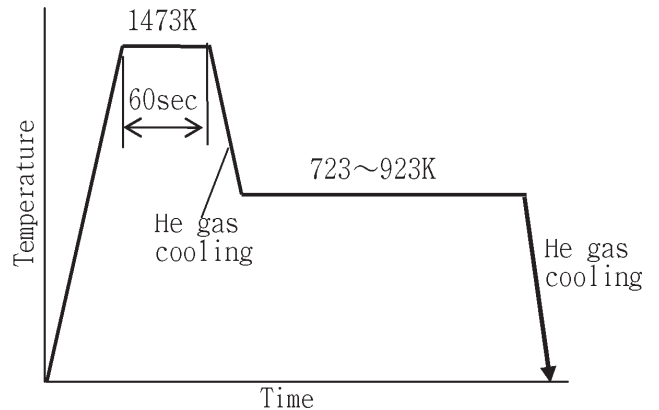


Fig.3. Experimental profile.

示す条件で供試材の等温変態曲線を作成し、Fig.4 に示す。結果からフェライト変態開始時間のノーズと考えられる 873 K とその前後となる 853 K, 893 K の 3 水準を設定した。

軟質部プロセスの検討は Fig.5 に示す条件で実施した。軟質部プロセスは強化部プロセスと同条件で 1 回目鍛造を行った後、-3 K/sec で冷却した。その後、圧下率 10% の 2 回目鍛造を 923, 1023, 1123 K にて行った。この軟質部プロセスは、実部品の製造時における、軟質部の想定温度履歴を模擬した条件になっている。

強化部プロセスおよび軟質部プロセスの検討とともに、Fig.6 に示す (1) の均一圧縮試験と、(2) の横打ち鍛造試験を実施した。加工後の均一圧縮試験片で、熱電対の圧着位置近傍でマイクロ組織観察とビッカース硬さ測定を行った。マイクロ組織観察は試験片を鏡面研磨後、3% ピクリン酸アルコール溶液で腐食し、光学顕微鏡で

観察した。ビッカース硬さ測定は微小ビッカース硬度計を用い、測定荷重 9.8 N で試験片の縦断面にて測定した。加工後の横打ち試験片では、試験片の中央付近から JIS Z 2201 に準拠した JIS14A 号の引張試験片を採取した。引張試験は、JIS Z 2241 に準拠した試験条件で実施し、耐力を評価した。また、この一部水準で透過型電子顕微鏡 (以後、TEM とする) による観察を行った。TEM 観察は、薄膜試料を用いて 200 kV- 電界放射型透過電子顕微鏡 (FE-TEM) により VC 析出物の観察を行った。明視野像中に見られる VC 析出物を画像解析により粒子輪郭のトレース描画を行い、全粒子の大きさを測定した。初析フェライト組織とパーライト組織中のフェライト部について、それぞれ VC 析出物の粒度分布の定量評価を行った。評価に用いた測定視野の面積は $1.1 \times 10^{-14} \text{mm}^2$ とした。

3. 実験結果および考察

3. 1 強化部プロセスにおける加工温度と保持時間の影響

3. 1. 1 組織、硬さに及ぼす加工温度と保持時間の影響

強化部を想定した圧縮試験にて、組織、硬さに及ぼす

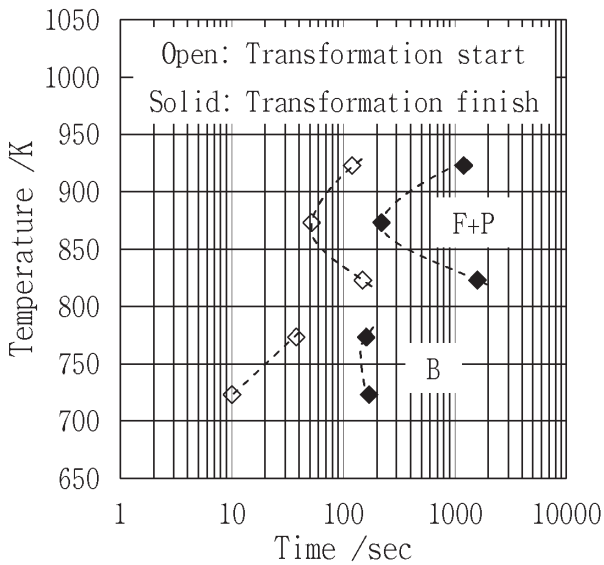


Fig.4. Time-Temperature-Transformation diagram.

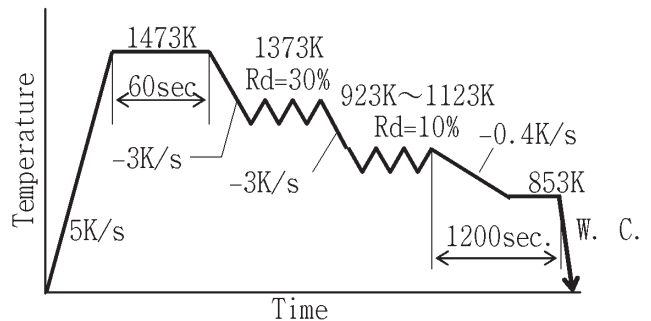
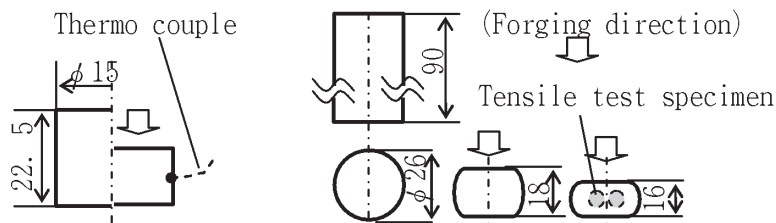


Fig.5. Controlled forging process (non-strengthening process).

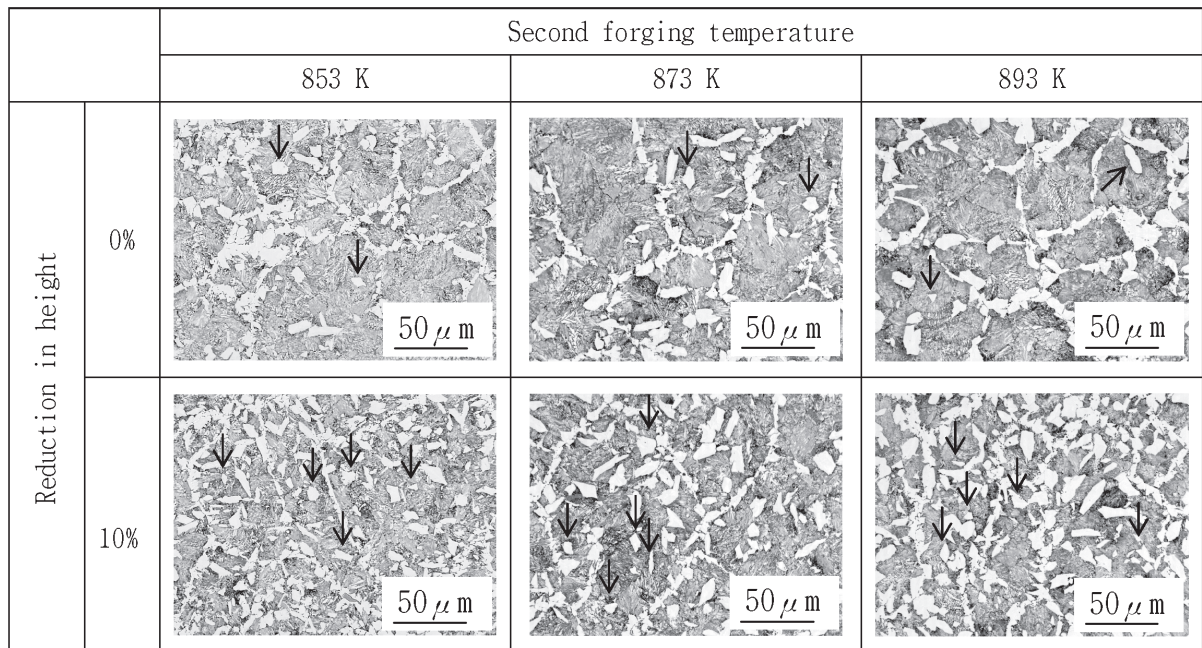


(1) Compression test (2) Side-face forging test

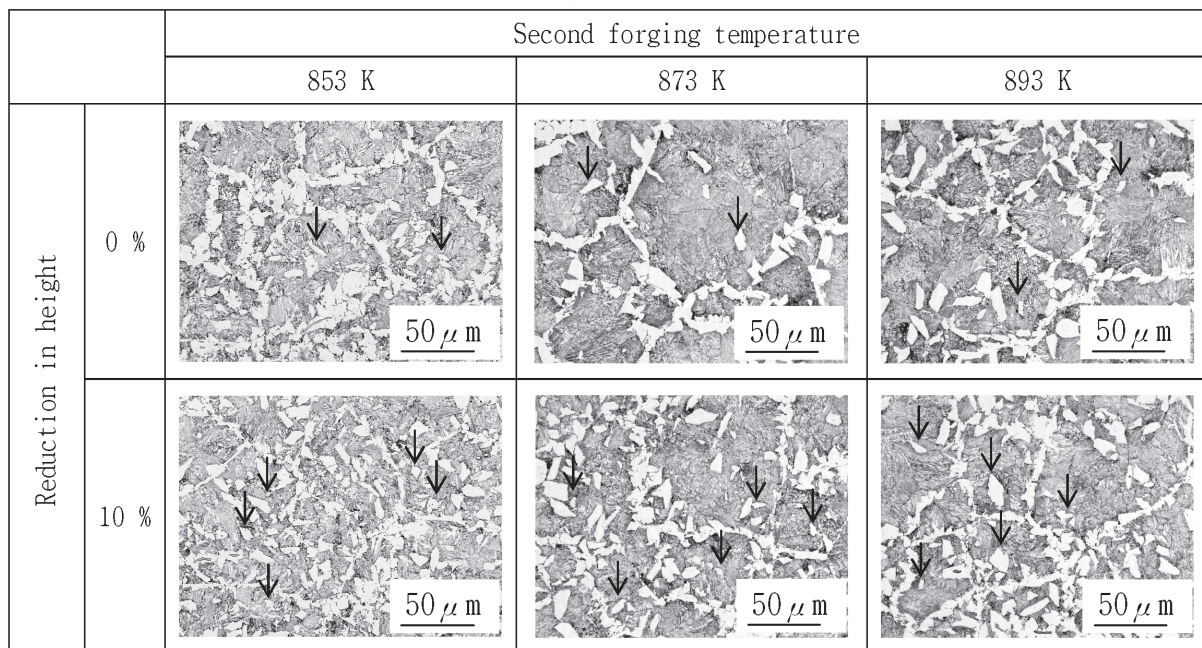
Fig.6. Shape of specimens (1) compression test (2) side-face forging test.

加工条件の検討の事前評価として、2回目鍛造を模擬した圧下率10%の加工を各温度で実施し、その直後に急冷して組織凍結を行った。いずれの温度条件においても、マルテンサイト単相組織を呈しており、今回設定した条件下では、2回目鍛造が行われた直後まで、フェライト変態が開始されておらず、当初の狙いどおり、フェライト変態前に加工されていることが確認された。

圧縮試験にて、組織、硬さに及ぼす加工条件の検討として、2回目鍛造後、600 sec および 1200 sec の保持を行った。マイクロ組織を Fig.7 に示す。図中の矢印で示す部分は粒内フェライトが析出した部位を示している。600, 1200 sec 保持ともに、マルテンサイト組織やベイナイト組織が存在せず、フェライトとパーライトの混合組織となっていた。Fig.8 に、Fig.7 に示した組織写真か



(1) 600 sec



(2) 1200 sec

Fig.7. Optical microstructures of specimens (1) 600 sec, (2) 1200 sec.

ら測定したフェライト面積率を示す。压下率の上昇により、フェライト面積率が増加している。これは、フェライト変態前の鍛造により、粒内フェライト生成が促進されたことに起因している。また、保持時間で比較すると、压下率 0% の加工無しの水準では、長時間保持するほどフェライト面積率が増加するのに対し、压下率 10% では保持時間による顕著な差異は見られなかった。

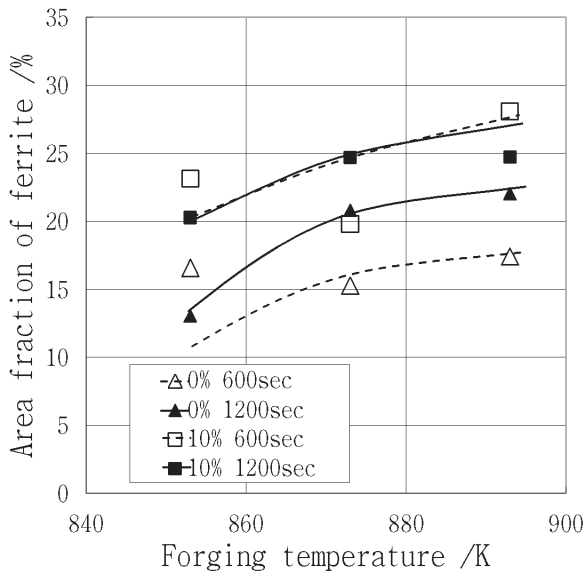


Fig.8. Area ratio of ferrite of specimens (strengthening process).

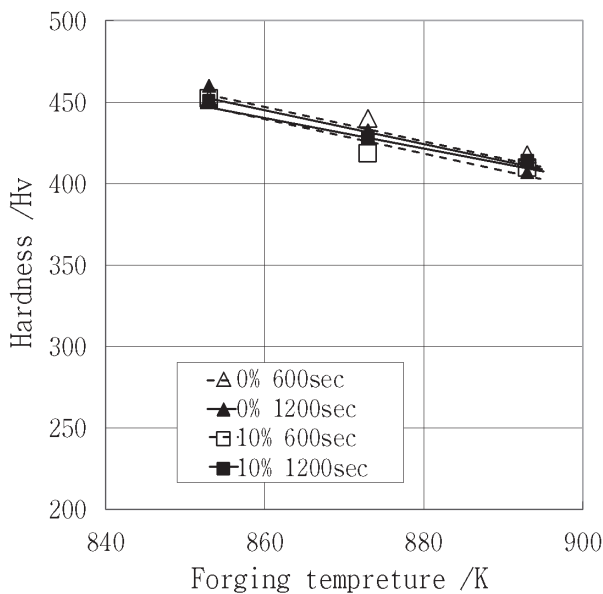


Fig.9. Hardness of specimens (strengthening process).

一方、加工温度が高いほど、フェライト面積率が増加する傾向が認められた。

次に、Fig.9 に、ビッカース硬さの測定結果を示す。压下率、保持時間によらず、加工温度の低下に伴い、硬さが増加する。これは、加工温度の低下に伴い、フェライト面積率が減少したためと考えられる。一方、压下率および保持時間の影響については、顕著な差異は認められなかった。また、压下率の上昇により、フェライト面積率が増加するにも関わらず、硬さは同等の値を示していた。これは、変態前の鍛造によりフェライト組織中やパーライト組織中への VC の析出による析出強化によるものと考えられる。ただし、パーライト面積率や粒径、あるいは粒内フェライト面積率などの影響も受けていると考えられ、これ以降で、VC 析出状態の影響を検討した。

3. 1. 2 引張特性に及ぼすフェライト変態前加工の影響

前節で最も高い硬さを示した 853 K 加工保持の水準で、横打ち鍛造を行った後、鍛造方向の中央付近から引張試験片を採取し、0.2% 耐力と耐力比 (0.2% 耐力/引張強度) を評価した。その結果を Fig.10 および Fig.11 に示す。0.2% 耐力、耐力比ともに、保持時間の影響は認められないが、压下率 0% に対し、10% ではいずれも向上しており、フェライト変態前の鍛造は 0.2% 耐力向上に寄与している。通常、熱間鍛造でのフェライト・パーライト鋼では 0.2% 耐力は 800 MPa 程度が限界とさ

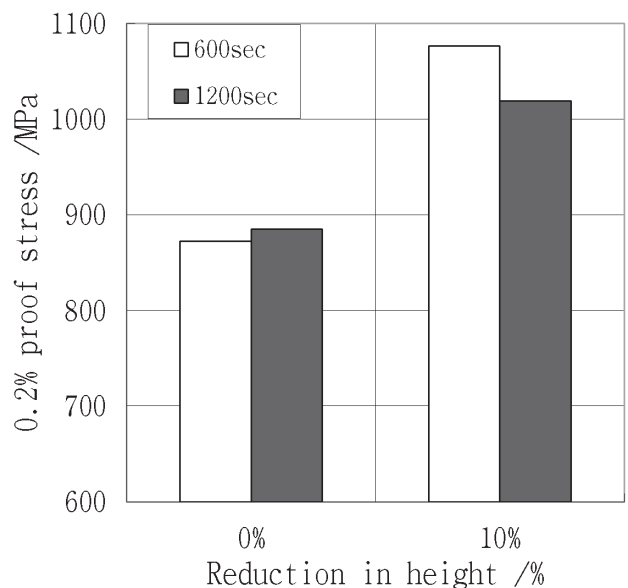


Fig.10. 0.2% proof stress in side-face forging test (second forging temperature: 853 K).

れている^{7), 8)}のに対し、本試験結果は1000 MPa程度と高い強度が得られた。また、Fig.9で示したように853 Kでの加工では450 ~ 460 Hvといずれの条件でもほぼ同じ硬さを示しており、この耐力の差は、マトリックス組織の変化に加えて、微細 VC の析出状態に起因しているものと推測できる。

3. 2 軟質部プロセスにおける加工温度の影響

3. 2. 1 組織、硬さに及ぼす加工温度の影響

軟質部を想定した圧縮試験にて、組織、硬さに及ぼす加工温度の検討の代表例として、Fig.12に、2回目鍛造

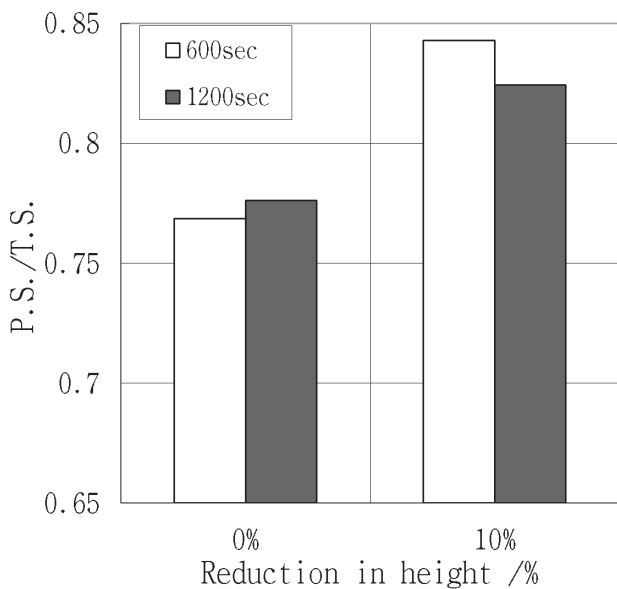


Fig.11. 0.2 % proof stress/tension strength in side-face forging test (second forging temperature: 853 K).

を853 Kの強化部プロセスと1023 Kの軟質部プロセス条件でそれぞれの試験片に加工を行ったマイクロ組織を示す。1023 Kで加工後、1200 sec後で853 Kに達した状態では軟質部についても、フェライトとパーライトの混合組織となっており、マルテンサイトやベイナイト組織が存在していない。Fig.13に、加工温度とビッカース硬さの測定結果を示す。加工温度の上昇に伴い、硬さは低下している。これは、加工温度が上昇するほど、フェライト組織中やパーライト組織中のVCの粒子径が大きくなったためと考えられる。

3. 2. 2 引張特性に及ぼす加工温度の影響

前節より加工温度は高温なほど硬さが低下するが、実部品の鍛造において、強化部と軟質部を一体品で成形する際、強化部プロセスの低温加工による軟質部の温度の低下を考慮し、1023 Kを選定し、横打ち鍛造を行った。鍛造方向の中央付近から引張試験片を採取し、0.2 %耐力と耐力比(0.2 %耐力/引張強度)を評価した。その結果をFig.14およびFig.15に示す。加工温度1023 Kの軟質部プロセスにて低い0.2 %耐力が得られ、853 Kの強化部プロセスより300 MPa程度の強度差を付与することができた。また、耐力比においても、同様の結果が得られた。加工温度を制御することで硬さと0.2 %耐力を変化させることができるが、この変化はVC析出状態に起因するものと推測されるため、以下にVC析出状態の検討を行った。

3. 3 TEM観察によるVC析出状態の観察結果

均一圧縮試験後の試験片から初析フェライトおよびパーライト中のフェライト部についてTEM観察を行っ

		Second forging temperature	
		853 K (strengthening process)	1023 K (non-strengthening process)
Reduction in height	0 %		
	10 %		

Fig.12. Optical microstructures of specimens(strengthening process, non-strengthening process).

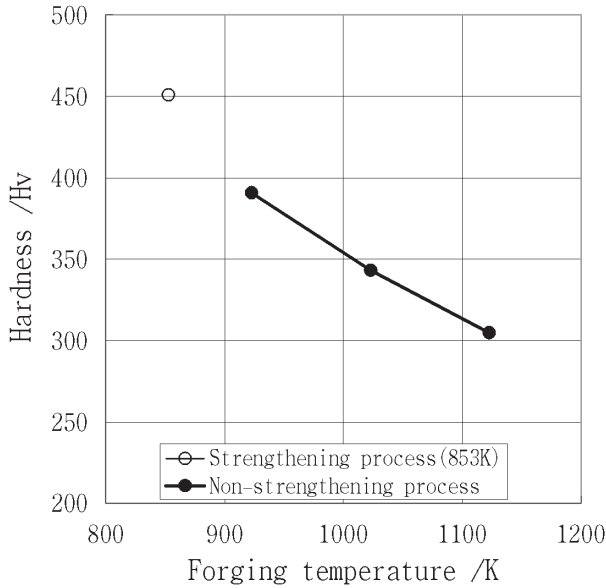


Fig.13. Hardness of specimens (strengthening process, non-strengthening process).

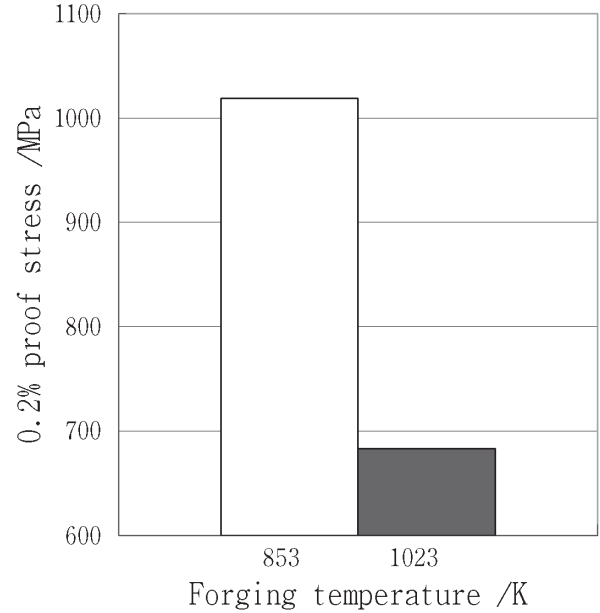


Fig.14. 0.2 % proof stress in side-face forging test (second forging temperature: 853 K, 1023 K).

た. Fig.16 に, 各加工条件での明視野像を示す. いずれの試験片においても Fig.16 中の黒色部は VC 析出物であることを確認しており⁹⁾, VC 析出物の一例を Fig.16 中矢印で示す. 初析フェライト中, パーライト中ともに, 加工温度 853 K の強化部は, 圧下率 0 % より 10 % の方が, VC 析出物が多くなっている. また, 同じ圧下率 10 % で比較すると, 加工温度 853 K の強化部では微細な VC が数多く存在しており, 1023 K の軟質部では VC の析出サイズが比較的粗大であることが分かる. これはフェライト変態前の鍛造により, VC が微細に析出するとともに, 粒内フェライトの増加により, VC の析出サイトが増加することによるものと考えられる^{9)~11)}. 次に, この変態前の鍛造による微細な VC の増加と耐力向上との関連性を検証した.

従来から, 微細析出物の強化機構については, ある析出物サイズ (VC の場合は約 8 nm) を境として, 析出物サイズがこれより小さい場合には Cutting 機構が働き, 析出物サイズがこれより大きい場合は Orowan 機構が働くと考えられている¹²⁾ が, 古原らは微細な VC 析出物における強化機構は, 転位ループを残しながら炭化物の障害を通過していく Orowan 機構であると報告している^{11), 13)}. 今回確認された VC 析出物の 1 個あたりの長さを画像解析によって求めると, 7 nm 以下のサイズが多く存在しているが, Orowan 型の強化機構で整理を行った. 式 (1) に Ashby-Orowan の式を示すが, この式と画像解析により求めた VC の長さを用いて, 各加工条件

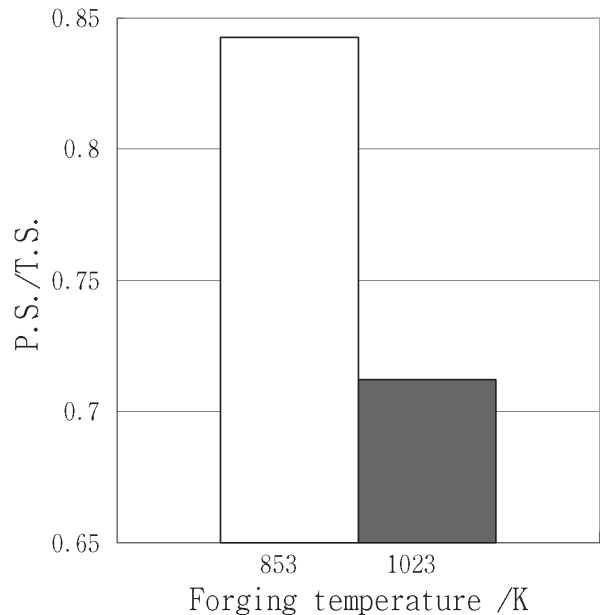
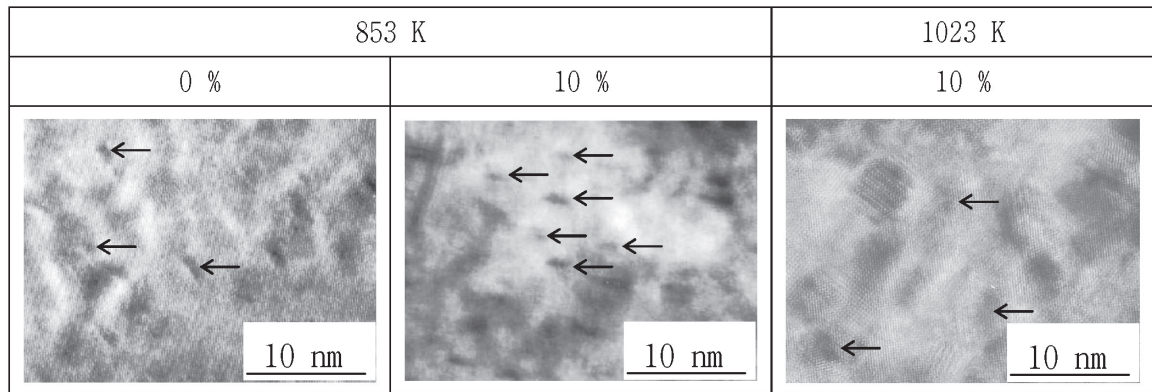


Fig.15. 0.2 % proof stress/tension strength in side-face forging test (second forging temperature: 853 K, 1023 K).

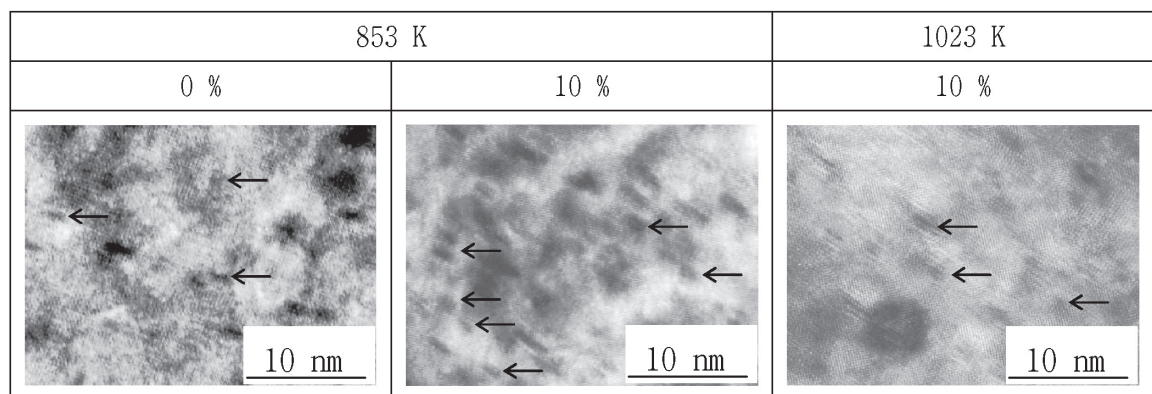
における析出強化量 ($\Delta \sigma$) を見積った.

$$\Delta \sigma = 0.84 (1.2 \times Gb / 2\pi L) \times \ln(kx / 2b) \dots\dots(1)$$

今回, 塑性変形を律則すると考えられる初析フェライトに着目し, 析出強化量の見積りを行った. ここで, G は母相の剛性率 (83100 MPa), b はバーガースベクトル (0.25 nm), L は粒子間距離, x は粒子直径, k は転位が



(1) pro-eutectoid ferrite



(2) ferrite in pearlite

Fig.16. TEM image (1)pro-eutectoid ferrite, (2)ferrite in pearlite (second forging temperature: 853 K, 1023 K, reduction in height: 0 %, 10 %).

相互作用する距離に対応するフィッティングパラメータで、今回は3を採用した¹⁴⁾。平均粒子径は、VC粒子が球状であると仮定し、平均粒子間隔は単位体積中のVCが立方格子状に均一に分布されていると仮定した。初析フェライト内の平均粒子径と平均粒子間隔の結果および、これらの値を用いて算出した析出強化量をTable 2に示す。加工温度853 K、圧下率10%の変態前の鍛造により、VCの平均粒子径および平均粒子間隔が細かくなっている。また、加工温度853 K、圧下率10%の変態前の鍛造によって、析出強化量が高い値となった。3.2節で行った0.2%耐力の結果と比較すると、上記で推定した初析フェライト内の析出強化量の傾向とおおよそ一致する。今後、析出強化量の実測値、計算値の相関精度向上のさらなる検討が必要であるが、フェライト変態前の鍛造による耐力の向上は、微細なVCの増加が主要因と推定される。

4. 結 論

部品の強度と機械加工性を両立させるためのプロセス設計として、鍛造温度・歪み・冷却速度などを制御する制御鍛造技術により、鍛造部品の部分高強度化と強度の傾斜機能化についてコンロッド部品製造のプロセスを想定したラボテストを行い、鍛造条件による強度への影響を調査した。その結果を以下に示す。

- (1)一般的な熱間鍛造温度よりも、フェライト変態前で853 K付近の低温で加工を施すことで、0.2%耐力が向上する。
- (2)フェライト変態前の鍛造により、粒内フェライトの生成が促進され、また、3 nm程度の微細なVCが増加する。
- (3)低温で局部加工を行うことで0.2%耐力を部分的に向上させ、さらには、部品内に温度差をつけることで、

Table 2. Calculated results of average particle diameter of VC, Average particle spacing of VC, precipitation strengthening in pro-eutectoid ferrite.

Forging temperature /K	Reduction in height /%	Pro-eutectoid ferrite		
		Average particle diameter /nm	Average particle spacing /nm	Precipitation strengthening (calculated) /MPa
853	0	3.8	16.6	624
853	10	3.5	13.3	764
1023	10	4.5	20.7	531

高強度化と傾斜機能化が実現できることを確認した。この0.2%耐力の向上は、VC析出状態に大きく依存していると推測される。

5. 謝 辞

本研究は、新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)からの助成事業により実施する「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発研究体」の研究成果であることを記し、謝辞を表す。

(文 献)

- 1) 衛藤洋仁, 松井勝幸, 福田晋作, 安藤柱: 圧力技術, 41(2003), 224.
- 2) 藤原正尚, 吉田広明, 五十川幸宏: 電気製鋼, 78(2007), 259.
- 3) 吉田広明, 五十川幸宏, 石川孝司: 電気製鋼, 73(2002), 153.
- 4) 藤原正尚, 岡島琢磨, 加藤進一郎, 吉田広明, 五十川幸宏: 鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発プロジェクト シンポジウム講演予稿集, 1(2009), 65.
- 5) 藤原正尚, 岡島琢磨, 加藤進一郎, 吉田広明, 五十川幸宏: 平成 22年度 塑性加工春季講演会, (2010), 155.
- 6) 保母誠, 梅森直樹, 安東知洋, 松村康志, 藤原正尚, 吉田広明, 五十川幸宏: 日本鉄鋼協会「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」制御鍛造分科会シンポジウム講演予稿集, 160(2010), 29.
- 7) 松島義武, 中村守文, 椎名章人, 中谷良行, 秦直樹, 山本義則, 大河内則夫: 材料とプロセス, 5(1992), 781.
- 8) 井上幸一郎, 中村貞行: 電気製鋼, 69(1998), 27.
- 9) 大森靖也: 日本金属学会会報, 15(1976), 93.
- 10) 梅本実, 杉田一樹, 郭荷宏: 日本鉄鋼協会「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」制御鍛造分科会シンポジウム講演予稿集, 160(2010), 9.
- 11) 古原忠, 宮本吾郎, 紙川尚也: 日本鉄鋼協会「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」制御鍛造分科会シンポジウム講演予稿集, 160(2010), 13.
- 12) 高木節雄: 日本鉄鋼協会 鉄鋼の析出制御メタラジの最前線, (2001), 69.
- 13) Naoya Kamikawa, Yoshihisa Abe, Goro Miyamoto and Tadashi Furuhashi: Proc. 2nd Inter. Symp. on Steel Science (ISSS 2009), 2009, ISIJ, 179.
- 14) 大藤善弘, 鳥塚史郎, 花村年裕: 日本鉄鋼協会「鉄鋼材料の革新的高強度・高機能化基盤研究開発」制御鍛造分科会シンポジウム講演予稿集, 160(2010), 25.