（論文）

鋳鍛鋼品表面疵の発生機構

Generation Mechanism of Deep Flaws on Forging Surface

池上智紀[*1] Tomonori IKEGAMI　有川剛史[*1] Takefumi ARIKAWA　山部大輔[*2] Daisuke YAMABE　香川恭徳[*2] Yasunori KAGAWA

Kobe steel has been manufacturing shafts for vessels. Infrequently, deep surface defects were detected on these products after forging and heat treatment. This paper describes the mechanism of surface flaws on forgings and the evaluation method suitable for the actual hot forging. Evaluation of the mechanism of surface flaws on forgings, using a hot compressive test, brought out the fact that the hot compressive test has a strong correlation with the reduction of the area of the hot tensile test, and this method is more suitable for evaluating the ductility on an actual hot forging than is the conventional method. It is assumed that the generation of deep surface defects can be prevented by identifying the limiting the temperature of propagation and finishing forging before that temperature is reached.

まえがき＝当社13,000tプレスでは，船舶用クランクシャフト用素材やプロペラ軸，リアクタシェルなど，大型の鍛鋼品を製造している。鍛鋼品の概略製造工程を**図1**に示す。自由鍛造中には表面疵（きず）が発生することがあり，鍛造作業中にスカーフィングにより除去している。しかしながら，熱間延性が良好であると考えられている鋼種においてもまれに，品質不良となるほど深い表面疵が鍛造後や焼鈍・調質後に発見される場合がある。表面疵が残存していると，比較的浅い表面疵であってもグラインダによる疵除去や磁粉探傷検査などを実施する必要があり，費用・生産性の損失となる。それに加えて深い表面疵では，修正作業が必要になる場合や，機械加工時の取り代が確保できずに製品として使用できなくなる場合もあり，損失は非常に大きい。

そこで当社では，鍛鋼品において品質不良となり得る表面疵，なかでも発生機構が不明瞭な深い表面疵を抑制するための評価手法を考案した。本稿において抑制方法を検討した結果を報告する。

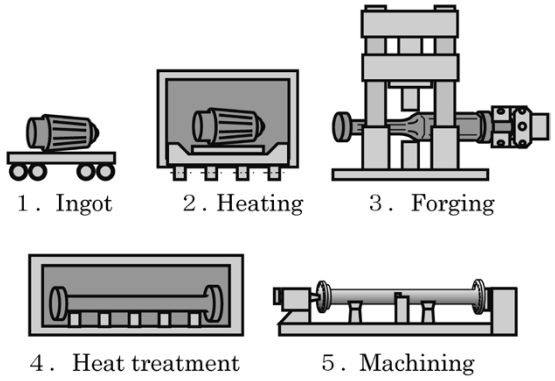


図1 鍛鋼品の概略製造工程
Fig. 1 Manufacturing process of steel forging

1．鍛鋼品の表面疵

本稿では700MPa級炭素鋼（以下，SF700という）の長尺軸製品を例として以下に述べる。本製品は，焼鈍・調質後，多数の軸方向表面疵が確認された。表面疵の発生状況を**図2**，表面疵の外観写真を**図3**に示す。多数確認された軸方向表面疵のなかでも比較的深い疵を選び，疵に沿って強制破断したときの断面写真を**図4**に示す。この軸方向の表面疵は，外観からはしわのように見

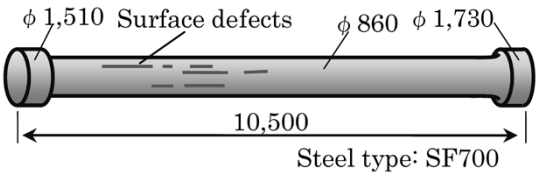


図2 表面疵が発見された長尺軸製品
Fig. 2 Surface defect on long shaft

図3 長尺軸製品に発生した軸方向表面疵
Fig. 3 Surface defects in axial direction on long shaft

[*1] 鉄鋼事業部門　鋳鍛鋼事業部　技術開発部　[*2] 鉄鋼事業部門　鋳鍛鋼事業部　鍛圧部

える。しかし，通常の鍛造による表面の材料流動に起因するしわ状の疵はせいぜい５mm程度の深さであるのに対して，この疵は最大で20mm以上の深さであった。このようなしわ状の深い表面疵はまれに発生することがあるが，その発生機構は今のところ明確にはなっていない。

ここで，深い表面疵の発生機構を検討する。まず，焼鈍・調質時の熱応力により割れが生じた，もしくは細かな疵が伸展した可能性が疑われる。軸方向の表面疵に対して垂直に切断した写真を**図５**に示す。疵周辺に幅400μm程度の脱炭層が確認された。疵周辺の脱炭層厚さは，疵発生から検出までの疵周辺の熱履歴に影響を受ける[1)]。そこで，CT（Compact Tension）試験片に疲労き裂を発生させて疲労き裂部を切り出し（**図６**），鍛造温度が①1,100℃，②800℃以降，③調質時の冷却工程以降の３条件の熱履歴を模擬的に与えた（**図７**）。観察の結果，き裂周辺に生じた脱炭層厚さはそれぞれ，650μm，500μm，300μm程度であった。このことから，当該疵は調質時に発生したものではなく，鍛造工程で発生していたと考えられる。

つぎに，鍛造作業中のどのタイミングで疵が発生しているかを調査した。当該品の熱履歴と疵周辺組織の比較・観察，鍛造作業時立会い，および作業ビデオ確認などの状況調査を行ったが，鍛造作業中の具体的な疵発生時期は特定できなかった。とくに軸方向の疵は，熱間状態では熟練の作業者であっても発見が難しく，立会い確認した製品のなかにも焼鈍・調質後に初めて疵が発見されたものがあった。鍛造作業中の素材表面は，酸化スケールの付着，凹凸のある鍛造肌のために疵の発見が困難になっているものと思われる。

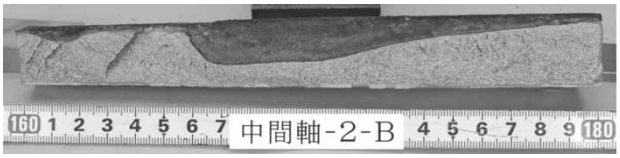


図４ 軸方向に切断された疵の断面写真
Fig. 4 Picture of longitudinal section of deep defect

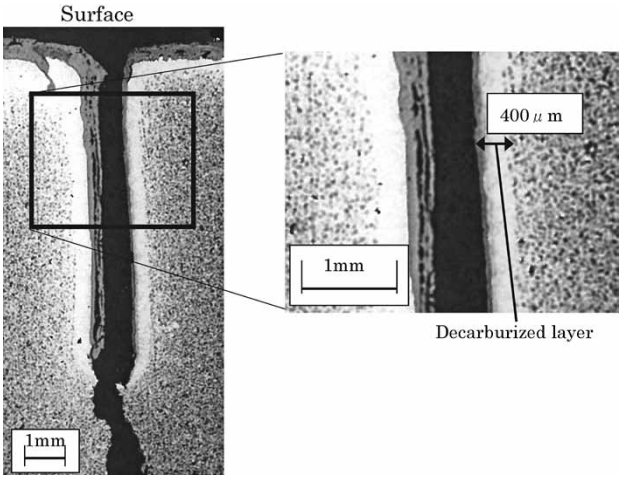


図５ 表面疵の断面ミクロ写真
Fig. 5 Cross-sectional microstructure of surface crack

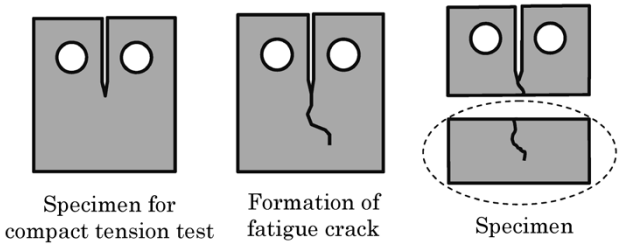


図６ 疲労き裂入りCT試験片
Fig. 6 Fatigue-crack specimen for compact tension test

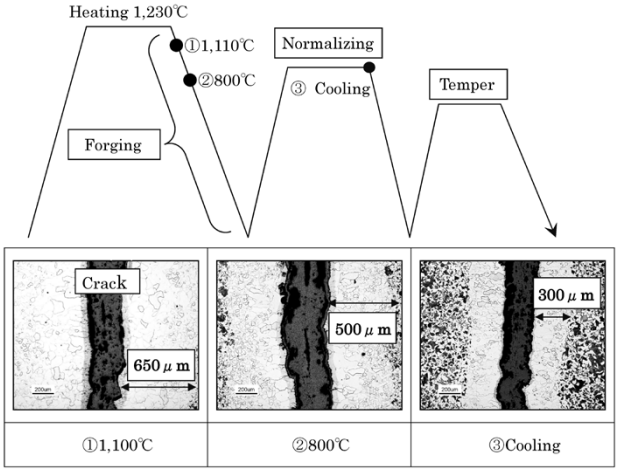


図７ 熱履歴をうけたき裂近傍の断面写真
Fig. 7 Cross-sectional microstructure near crack after heat-treatment

２. 深い表面疵発生機構の仮説

１章で検討した深い表面疵は，以下の考えから材料の延性低下に起因する疵の一種であると考えた。**図８**に示すように，深い表面疵が発生した長尺軸製品の鍛造時間は疵未発生品と比べ長く，温度の低下により材料の延性が低下していたことが予想される。さらに，**図９**のように実機で発生した表面疵の近傍には，問題となった深い表面疵以外にも細かな疵が多数確認できる。疵の先端は鋭く，応力集中部となるため，細かな疵が形成された後に鍛造による引張応力が付加されることにより，疵の先端からき裂が伸展する可能性がある（**図10**）。汎用有限要素解析ソフトABAQUSを用い，鍛造によって軸方向の疵周辺に引張応力が生じる可能性を検討した。実機鍛造条件に合せて解析モデル，解析条件を決定した（**図11**）。また，摩擦係数は鍛造解析でよく用いられる0.3を採用した。解析の結果，圧下量が大きくなれば疵

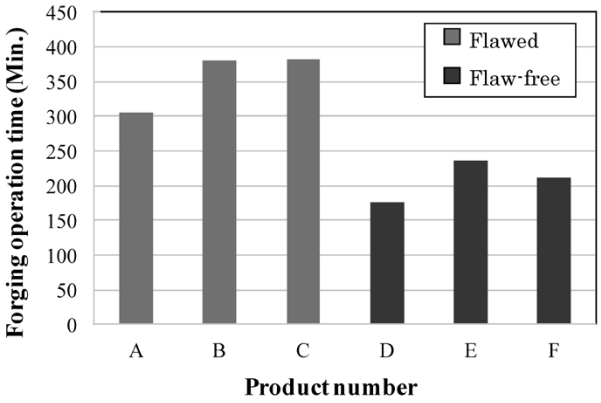


図８ 長尺軸製品の鍛造時間
Fig. 8 Forging operation time of long shafts

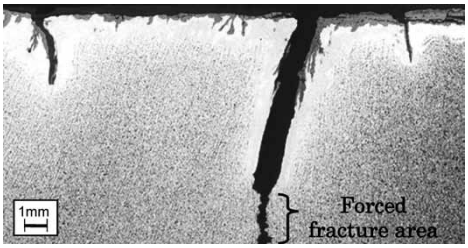


図９ 深い表面疵近傍の断面ミクロ写真
Fig. 9 Cross-sectional microstructure of deep defects

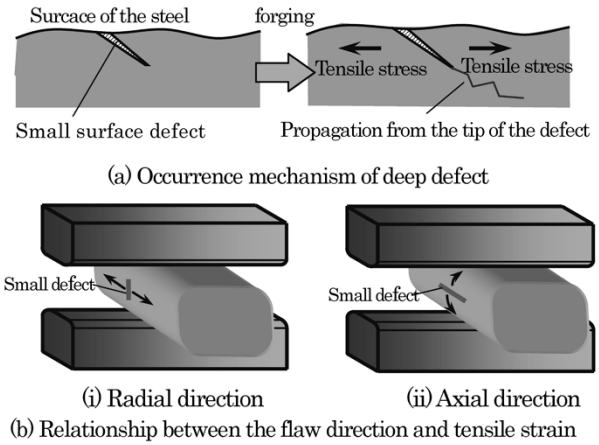
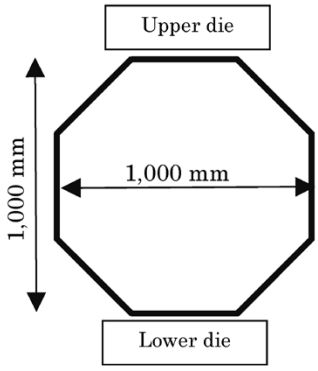


図10 深い表面疵の発生機構予想
Fig.10 Expectation of outbreak mechanism of deep defects



Analysis model

Analysis condition

Analysis solver	ABAQUS/STANDARD
Elements	Plane strain
Friction	Coulomb's friction : 0.3
Die shape	Upper die : Flat, Lower die : Flat

図11 解析モデルと条件
Fig.11 Analysis model and condition

周辺に引張応力が生じることを確認した（**図12**）。鍛鋼品表面に発生する深い表面疵は，しわ状の細かな疵が鍛造時の材料の延性低下によって伸展した疵と仮定し，材料延性と疵伸展の評価手法を検討した。

3．延性評価

3.1 熱間引張試験

熱間での延性は，グリーブル試験機を用いた定ひずみ速度熱間引張試験を実施し，試験後の絞り値によって評価した。供試鋼は，SF700に加えてSF600，５%Cr合金鋼（以下，65CrMo20という）を用いた。それぞれの化学組成および実機製造における表面疵発生頻度を**表１**に示す。試験条件はAr置換雰囲気とし，SF600，SF700では1,230℃，65CrMo20では1,160℃で300秒間の加熱とした（**図13**）。加熱温度から試験温度までの冷却速度は，実機表面温度を参考に0.167℃/sとした。加熱温度から冷却し，試験温度で30秒間保持した後に引張試験を開始した。ひずみ速度は，実機鍛造条件（ひずみ速度：1.0×10^{-2}/s～5.0×10^{-3}/s程度）を基に5.0×10^{-3}/s一定とし，試験片破断後はArガスにより急冷した。試験温度と絞

表１ 供試材の化学成分と疵発生頻度（wt%）
Table 1 Chemical compositions and frequency of flaw generation of test specimen (wt%)

Steel	C	Si	Mn	Cr	Mc	Frequency of flaw generation
65CrMo20	0.65	0.55	0.75	5.00	0.50	high
SF700	0.45	0.25	1.10	0.25	0.10	medium
SF600	0.38	0.25	1.15	0.25	0.50	low

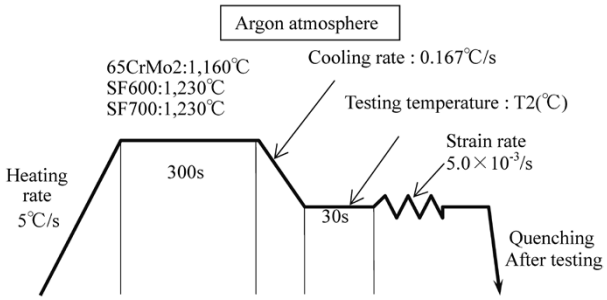


図13 熱間引張試験条件
Fig.13 Process of hot tensile test

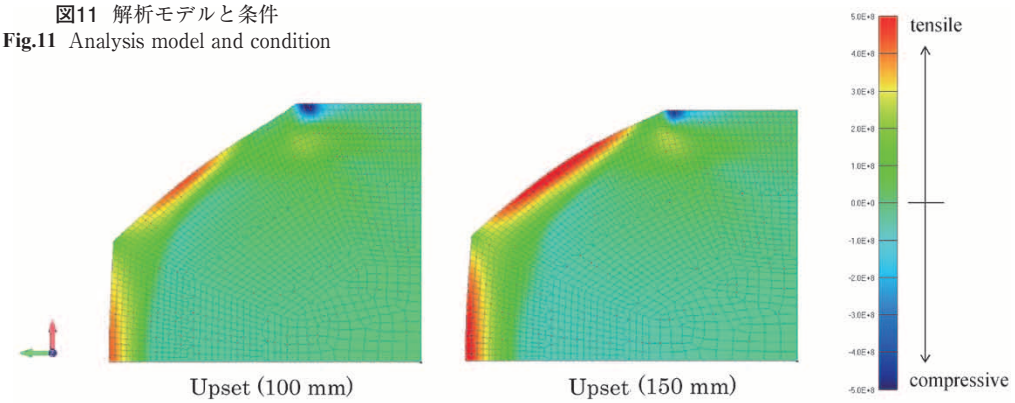


図12 鍛造シミュレーションによる応力解析
Fig.12 Results of stress analysis for forging simulation

り値との関係を**図14**に示す。各鋼種の絞り値は，65CrMo20の700℃以外，SF700およびSF600の600℃以外の試験温度では60%以上の値を示している。一般的に，定ひずみ速度の熱間引張試験の絞り値が60%以上あれば，熱間圧延および鍛造における延性は優良であり，50%以上でも割れはほとんど発生しないとされている[2)]。本試験条件においては，700～800℃において，SF600の延性はやや高い傾向にあるものの，SF600の600℃以外の条件においてはいずれの鋼種でも50%以上の絞り値が得られており，延性に大きな差異はないことが確認できた。

3.2　熱間圧縮試験

熱間引張試験の結果からは，いずれの鋼種においても650℃以上では材料延性に大きな差異のない結果が得られた。本結果は，実機製造における表面疵発生頻度と合致しないことから，自由鍛造における延性評価のため他の手法[3)～5)]を検討した。周方向あるいは軸方向いずれの表面疵であっても，２章で述べたプロセスによって深い疵が発生すると仮定し，ノッチ入り円柱を用いた熱間圧縮試験を考案した。試験は**図15**に示すように，あらかじめノッチを形成した円柱材を所定の温度まで加熱した後に，試験温度まで実機表層を模擬して徐冷却し，端面拘束冶具を用いて圧縮した。本来であれば，荷重方向に対して垂直な方向にノッチを入れるべきであるが，ノッチ先端からの伸展量がごくわずかであるため，差異が明確にならない。そこで，伸展量に明確な差異を生じさせるため，ノッチを荷重と平行な方向に設けて試験を実施した。また，ノッチの方向を変化させても，応力集中によってノッチ先端からき裂が発生する状況自体には差異はない。

試験後の円柱材を軸方向の高さ中心で切断してノッチ近傍の断面を観察し，ノッチ先端から伸展したき裂長さ（以下，伸展長さという）を計測した。なお，ノッチは幅0.3mmのワイヤカットで成形した。軸方向の高さ中心に空けた深さ20mmの穴にKタイプ熱電対を差込み，実体の温度および冷却速度を測定した。

まず，SF700を供試し，ノッチ深さを2, 5, 10, 15mmの４種とし，圧縮率を初期円柱高さの43%とした試験を実施した。試験前後の試験片外観写真を**図16**に示す。図に示すように，試験条件によってノッチ先端からのき裂伸展に差異が認められた。SF700における各温度，各ノッチ深さでの伸展長さを**表２**に示す。伸展長さはノッチ

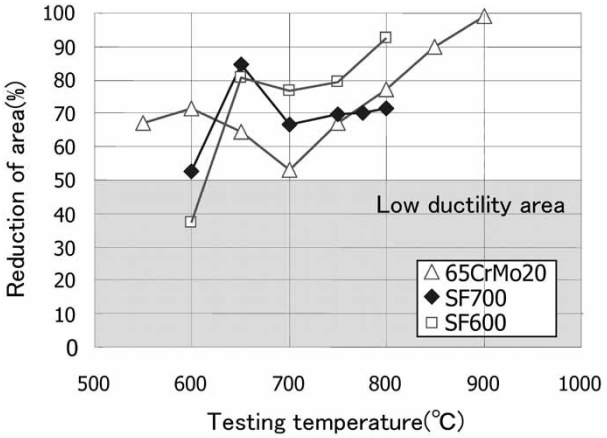


図14　熱間引張試験結果
Fig.14　Results of hot tensile test

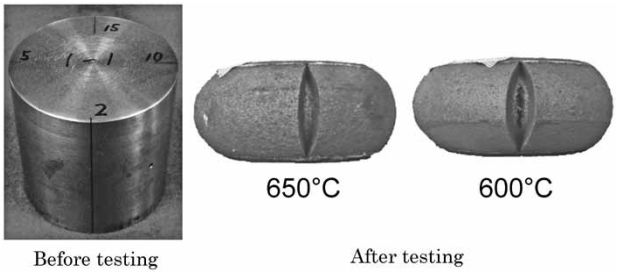


図16　試験前後の円柱材（SF700，５mmノッチ）
Fig.16　Specimen before and after testing (SF700 with 5mm notch)

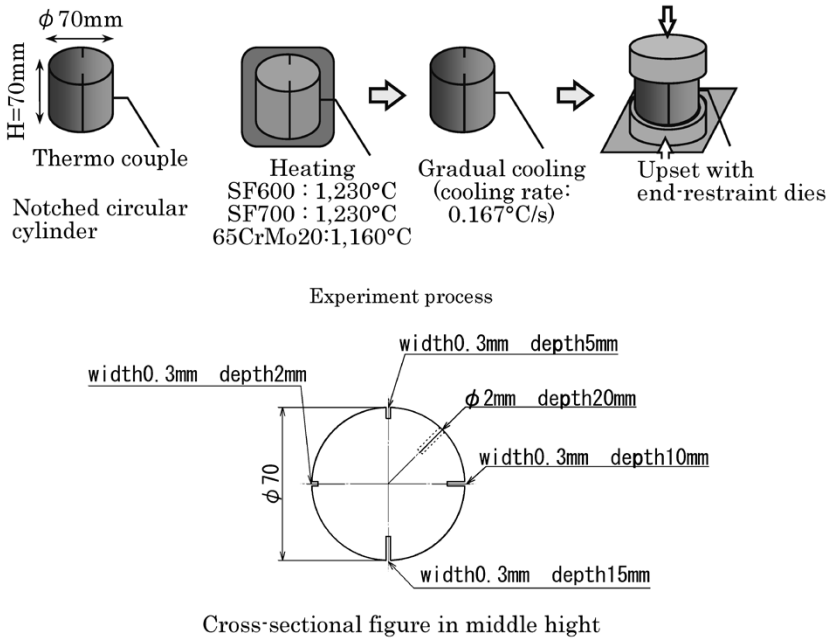


図15　熱間圧縮試験の実験工程
Fig.15　Process of hot compressive test

表２ SF700における伸展長さ
Table 2 Propagation length for SF700

(mm)

Notch depth (mm)	600℃	650℃	700℃
2	0.2	0.0	0.2
5	6.0	0.0	3.5
10	3.0	0.0	2.0
15	0.0	0.0	0.0

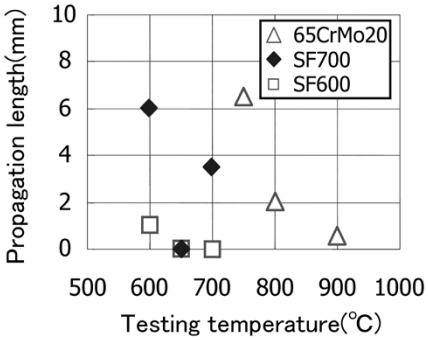


図17 熱間圧縮試験結果
Fig.17 Results of hot compression test

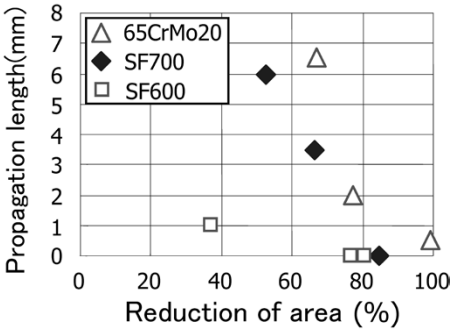


図18 引張試験絞りと圧縮試験伸展長さの関係
Fig.18 Relationship between reduction of area of tensile test and propagation length of compression test

深さの影響を受け，本試験条件の場合には５mmノッチで伸展長さが最も大きくなることがわかる。５mmノッチにおける伸展長さは，600℃で6.0mm，650℃では0.0mm，700℃では3.5mmであった。SF700の試験結果において伸展長さが最も大きくなった５mmノッチの条件で，65CrMo20，SF600でも同様の試験を実施した。３鋼種の熱間圧縮試験結果を**図17**に示す。65CrMo20は750℃において6.5mm伸展した。一方，SF600では600℃でのみ伸展し，その伸展長さは1.0mmであった。

以上の結果から，65CrMo20，SF700，SF600の順に伸展長さが大きく，本試験条件において65CrMo20，SF700，SF600の順でき裂が伸展しやすい鋼種であることが明らかになった。これは，表１に示す疵各鋼種の実機製造時の表面疵発生頻度と一致しており，考案した熱間圧縮試験は，実機における割れ発生の傾向を熱間引張試験よりも明確に評価できると考えられる。

3.3 延性評価のまとめ

二つの異なる試験方法により，材料の熱間域の延性を評価した。ここで，熱間引張試験の絞り値と，熱間圧縮試験の伸展長さとの関係を**図18**に示す。図より，SF700の絞り値と伸展長さには相関関係があることがわかり，熱間圧縮試験は，熱間引張試験と同様に熱間域の延性を評価できていると考えられる。ただし，絞り値と伸展長さの関係は鋼種による影響があると予想される。例えば，同じ絞り値65%程度の条件でも，65CrMo20では伸展長さ6.5mm，SF700では伸展長さ6.0mm，SF600では伸展しないことが予測されるなど，絞り値と伸展長さの関係が異なっている。熱間引張試験の絞り値は一般的に用いられているが，熱間圧縮試験の方が表１に示す表面疵発生頻度をよりよく評価している。

以上に述べた結果から，鋼種間の延性の差異は，熱間圧縮試験の伸展長さの方がより敏感に評価できる可能性が高く，実機における深い表面疵の発生は，仮定した疵発生機構のように，細かい疵の伸展により発生している可能性が高いと考えられる。

４. 実機工程の検証

延性評価の結果を踏まえて，実機の表面疵発生機構の仮説と疵発生抑制方法を立案した。**図19**に，SF700を用いた長尺軸製品鍛造時の表面温度変化と，同一形状での疵発生品と疵未発生品の鍛造時の作業工程を示す。本図における表面温度として，サーモビュアによる表面温度測定値を実機測定値，およびϕ860の丸棒を空冷する条件における熱伝導解析結果を示した。図の作業工程を比較すると，疵発生品は鍛造作業に長時間要しており，平金敷（Flat-die）による鍛造の終了時温度は，疵未発生品では700℃程度，疵発生品では600℃程度であることがわかる。SF700の熱間圧縮試験の結果によると，700℃以下においてき裂が伸展していた。疵発生品では，700℃以下でも平金敷による鍛造を続けており，SF700の熱間圧縮試験の結果によると，細かな疵が伸展して深い表面疵が残存したと考えることができる。一方，疵未発生品においても，700℃以下でタップ金敷（Tap-die）による鍛造が実施されているが，タップ金敷による鍛造の場合は，タップ金敷接触表面は圧縮応力が付加されている

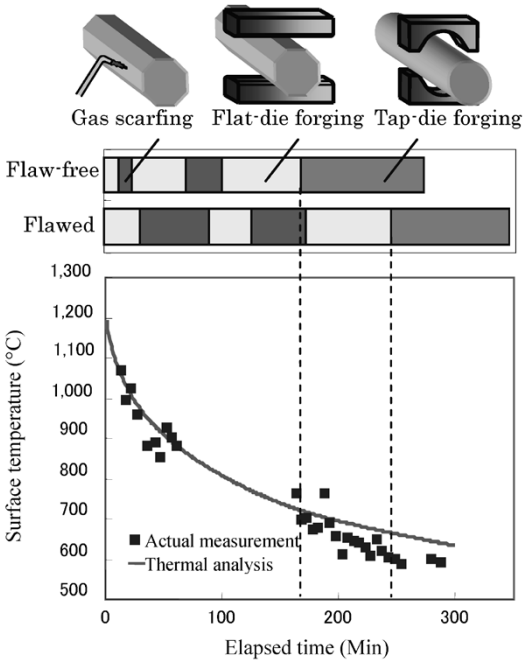


図19 実機鍛造工程時間と表面温度
Fig.19 Relationship between actual forging time and surface temperature

ため，表面に細かな疵があったとしてもき裂が伸展しなかったものと考えられる。

以上の結果から，熱間圧縮試験にて疵伸展限界の温度を見極め，その温度到達前に平金敷による鍛造を終えることで深い疵の残存を抑制できると考えられる。

むすび＝鍛鋼品でまれに発生する深い表面疵について，その発生機構を推定した。また，新たな延性評価方法を考案して疵の抑制方法を検討した結果，以下の結論を得た。

検討した熱間圧縮試験での伸展長さは，熱間引張試験の絞り値と相関関係があり，熱間圧縮試験による延性評価は，従来一般的に利用されている熱間引張試験と比べて，自由鍛造における深い疵発生を評価できていると考えられる。すなわち，熱間圧縮試験は，自由鍛造における各鋼種の熱間域での延性をより鋭敏に評価できると考えられる。

今後，他鋼種において同様の評価数を増やす必要があるが，熱間圧縮試験を用いることにより，表面疵の発生を抑制した温度などの鍛造限界条件を決定できる可能性がある。

参　考　文　献

1） 市原明恵ほか. 山陽特殊製鋼技報. 2001, Vol.8, No.1, p.43-50.
2） J. R. Davis et al. Tensile Testing 2nd Edition. ASM International, 2004.
3） 工藤英明ほか. 塑性と加工. 1967, Vol.8, No.72, p.17.
4） 南雲道彦ほか. 鉄と鋼. 1970, Vol.56, S205, p.205.
5） 両角不二雄ほか. 材料. 1970, Vol.19, No.19, p.255.