

技術資料

精密打抜き加工用準安定オーステナイト系ステンレス鋼

鈴木 聡* 田中 秀記** 溝口 太一郎***

Meta-stable Austenitic Stainless Steel for Fine Blanking

Satoshi Suzuki, Hideki Tanaka, Taichiro Mizoguchi

Synopsis:

Extra soft and less work hardening meta-stable austenitic stainless steel “NSS304ES” is suitable for Fine Blanking Press. Decreasing in work hardening ratio and solid solution hardness makes a good contribution to excellent Fine Blanking formability, that is resulted from reduction of forging stress because of Cu solid soluted in matrix reducing transformation amounts from γ -phase to α' -phase.

1. 緒言

ステンレス鋼は、優れた耐食性、耐熱性および強度を有していることから機械部品用素材として多用され、最近では精密打抜き加工（ファインブランキング：Fine Blanking, 以下FBと記す）を始めとするニアネットシェイプ成型加工への適用例が増加している。

しかしSUS304に代表される準安定オーステナイト（ γ ）系ステンレス鋼は、特殊鋼やフェライト系ステンレス鋼に比べてせん断抵抗が高いことから金型負荷が大きく、また、だれ生成量が大きいことから寸法精度が求められる部品で研磨処理工程の負荷が増えるなど、FBにおいては難加工素材の一つである。SUS304のこれらの特徴は、ひずみ誘起変態塑性に基づく高加工硬化、高延性に起因する。したがってひずみ誘起変態を抑制し、強度を低減した安定 γ 系ステンレス鋼SUSXM-7、SUS305、SUS316などは、FB用材として比較的良好な特性を示すが、Ni含有量が多く、経済性からその適用性に課題がある。

これまでに筆者らは準安定 γ 系ステンレス鋼におけるCuを活用し、Ni含有量を抑制した極軟質低加工硬化型 γ 系ステンレス鋼NSS304ESを開発した¹⁾。NSS304ESは、打抜きせん断抵抗と圧縮変形応力が低く、高いせん

断破面率を呈すことから、優れたFB加工性を示すことを報告してきた^{2), 3), 4)}。しかしこの報告以外に、 γ 系ステンレス鋼のFB加工性に及ぼす機械的性質や成分の影響について詳細な報告は見当たらない。

そこで本報ではNSS304ESを量産用FBプレス機で加工した場合のだれ生成挙動や金型磨耗性について、SUS304と比較した結果を紹介する。さらに、準安定 γ 系ステンレス鋼の圧縮変形負荷時の特性およびひずみ誘起マルテンサイト相の生成に及ぼすCuの影響について検討を加えた結果を報告する。

2. 実験方法

表1に示す成分の γ 系ステンレス鋼について、Steel A

表1 化学成分 (mass%)

Table 1 Chemical compositions (mass%)

Steel	C	Si	Mn	S	Ni	Cr	Cu	Mo	N	Md30	SFE
A	0.06	0.5	0.8	0.007	8.0	18.2	0.2	0.13	0.03	11	23
B	0.01	0.3	1.7	0.001	8.0	16.9	3.2	0.14	0.01	-31	44
C	0.05	0.5	0.7	0.003	8.4	17.5	0.2	0.04	0.02	19	25
D	0.04	0.5	1.9	0.004	8.0	17.4	0.2	0.03	0.02	27	23
E	0.04	0.5	0.7	0.004	7.0	16.6	1.7	0.04	0.02	33	32

Md30 = 551-462(C+N)-9.2Si-8.1Mn-29(Ni+Cu)-13.7Cr-18.5Mo
 SFE = 2.2Ni+6Cu-1.1Cr-13Si-1.2Mn+32

*技術研究所 ステンレス・高合金研究部 材料第一研究チーム チームリーダー

**周南製鋼所 製鋼部 製鋼技術チーム

***技術研究所 ステンレス・高合金研究部 材料第二研究チーム

およびSteel Bは工業生産炉で、Steel C、Steel DおよびSteel Eは実験室真空溶解炉でそれぞれ溶製した。Steel AはSUS304相当鋼である。Steel BはC、N含有量を抑制し、Ni含有量はSUS304と同程度の8 mass%として、CuとMnを含有する極軟質低加工硬化型 γ 系ステンレス鋼NSS304ESである。Steel C、DおよびEは、準安定 γ 系ステンレス鋼の特性に及ぼすCu、Mnの影響を調査する目的で溶製した。ひずみ誘起マルテンサイト (α') 相を生成し易くしたSteel Cをベースとし、Steel DではMn含有量、Steel EではCu含有量それぞれにより γ 安定度が同等になるよう(1)式に示す成分回帰式Md30値⁵⁾を約20~30に調整した。Md30値は0.3の真ひずみを加えたときに体積分率で50%の α' 相が生成する温度であり、その値が低いほど α' 相が生成し難く、 γ 相が安定である。

$$\text{Md30} = 551 - 492(\text{C} + \text{N}) - 9.2\text{Si} - 8.1\text{Mn} - 29(\text{Ni} + \text{Cu}) - 13.7\text{Cr} - 18.5\text{Mo} \dots\dots\dots (1)$$

ただし、各元素はその含有量 (mass%)

さらに、表1には(2)式に示す成分回帰式から求めた積層欠陥エネルギー (Sticking Fault Energy, 以下SFE) の指標SFE値を記す。SFE値は γ 相における積層欠陥の生成し易さを表す指標である。積層欠陥エネルギーが高い鋼、すなわちSFE値が高い場合には積層欠陥が生成し難く、 γ 相の加工硬化が抑制される。本報におけるSFE回帰式は、Shramnら⁶⁾の式をベースとして、Cuの寄与がNiの約3倍あるとする藤倉ら⁷⁾の検討結果を参考にしてCuの係数を6とした。

$$\text{SFE} = 2.2\text{Ni} + 6\text{Cu} - 1.1\text{Cr} - 13\text{Si} - 1.2\text{Mn} + 32 \dots\dots\dots (2)$$

ただし、各元素はその含有量 (mass%)

Steel A、Steel Bについては熱延板から板厚3mmと1mmの冷延焼鈍材を作製した。またSteel Bについては圧延率10%の調質圧延材を作製した。板厚3mmの供試材

を用いて、表2に示す条件で量産用FBプレス機 (森鉄工株式会社製、FB400-FDE) により連続的に加工し、その加工性を評価した。図1にFB加工品の形状を示す。先端半径や寸法の異なる凸部、凹部およびモジュールの

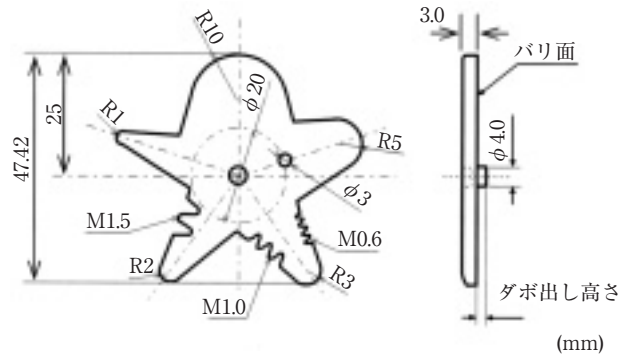


図1 FB加工品の形状と寸法
Fig. 1 Schematic diagram of sample for fine blanking.

だれ形状、せん断破面性状および中心のダボ出し部高さについて、打抜き数にともなう変化を調査した。FB加工品の素材圧延面の板厚方向における高さを、その中心位置からせん断端へ走査して連続的に測定した。測定には非接触式形状測定器 (コムス株式会社製、高速三次元形状測定システムEMS98AD-3D) を用いた。測定走査方向におけるだれ込み開始点からせん断端までの距離をXだれ、およびそれぞれの高さ差をZだれとした。FB加工ではFBプレス機の構造上、打抜きせん断抵抗や加工中の変形応力の測定ができない。そこで板厚1mmの供試材について表3に示す条件で慣用打抜き加工を行い、せん断加工挙動を調査した。さらに表4に円柱圧縮試験条件を示す。Steel A、Steel Bの熱延焼鈍材の圧延方向が高さ方向になるよう外径3mmの円柱サンプルを切出して試験に供した。

圧縮特性と引張特性を同軸方向で検討する目的で、打

表2 ファインブランキング (FB) 条件
Table 2 Conditions for fine blanking press

FBプレス機	3138kN 油圧式 (森鉄工株式会社製、FB400-FDE)
カウンター力	137kN
Vリング力	412kN
加工速度	30spm
金型材質	DC53 (超硬WC-C)
潤滑油	塩素系極圧剤添加高粘性油
送り量	46.5mm
素材寸法	3' x 60' x C (mm)

表3 慣用打抜き加工条件
Table 3 Conditions for conventional blanking

ポンチ外径	phi 18.0mm
ダイス内径	phi 18.1mm
片側クリアランス : c	0.05mm
素材板厚 : t	1.0mm
c/t	5%
打抜き速度	0.8mm/s

抜き加工方向とは異なるが、圧延方向に平行な引張、圧縮変形時の α' 生成挙動について調査した。表5に圧縮試験および引張試験条件を示す。Steel C, Steel Dおよび

表4 円柱圧縮試験条件

Table 4 Conditions for compression test

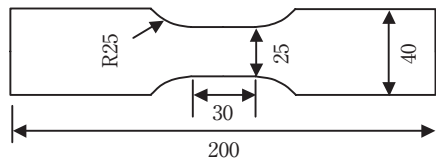
試験片外径	$\phi 3.0\text{mm}$
試験片高さ	4.5mm
ひずみ速度	1/s

表5 平板引張、圧縮試験条件

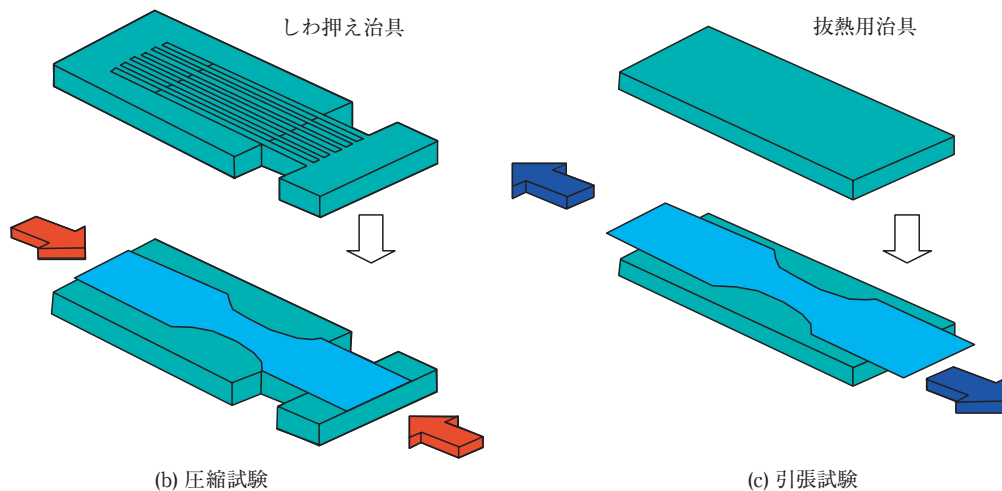
Table 5 Conditions for tensile and compression test

引張試験	評点間距離	20mm
	ひずみ速度	$6.7 \times 10^{-3}/\text{s}$
圧縮試験	評点間距離	20mm
	ひずみ速度	$6.7 \times 10^{-3}/\text{s}$
	しわ押え力	19.6kN

びSteel Eの板厚1mmの冷延焼鈍材を、変形方向が圧延方向に平行となるよう図2(a)に示す形状の試験片を採取して引張試験と圧縮試験を行った。圧縮試験⁸⁾はしわの発生を抑制するため、図2(b)に示すしわ押え治具である櫛歯型の金型で試験片圧縮方向に対して垂直な広面に19.6kNのしわ押え力を加えながら行った。しわ押さえと同時に、加工で生じた熱が櫛歯型の金型により抜熱されるため、試験片の温度はほぼ一定となる。ひずみ誘起変態により生ずる α' 相の生成量は試験片の温度に依存するため、本方法は温度を一定とした条件下で評価できる利点を有する。同様に引張試験では、試験中の発熱による温度変化を抑制するために図2(c)に示すように試験片広面を抜熱治具である銅板で挟みながら温度を一定とした。いずれも所定のひずみを付与した後、各試験片の平行部中心位置の加工誘起マルテンサイト(α')生成量を振動試料型磁力計(理研電子株式会社製, model BHV-525)により測定した⁹⁾。さらにSteel C, Steel Eについては透過型電子顕微鏡(TEM)により変形組織を観察した。



(a) 試験片寸法



(b) 圧縮試験

(c) 引張試験

図2 平板引張、圧縮試験片

Fig. 2 Schematic diagrams of tensile test, compression test and test piece.

3. 結果

表6に供試材の機械的性質を示す。Steel B焼鈍材はSteel A焼鈍材に比べ、硬度が約30HV、0.2%耐力と引張強さがそれぞれ30N/mm²、130N/mm²低く、伸びはほぼ同等である。したがってSteel Bは、軟質で低加工硬化特性を有している。またSteel B-10%調質圧延材は、Steel B焼鈍材、Steel A焼鈍材に比べ、硬度がそれぞれ約60HV、30HV高く、0.2%耐力がそれぞれ約270N/mm²、240N/mm²高い値を示し、伸びはいずれに対しても約15ポイント低い値を示す。またSteel B-10%調質圧延材の

引張強さは、Steel B焼鈍材に比べて約70N/mm²高いものの、Steel A焼鈍材に比べ約50N/mm²低い値を示しており、Steel Bの低加工硬化特性が現れている。Steel B-10%調質圧延材は、Steel A焼鈍材に比べて硬さ、耐力は高いものの、引張強さおよび伸びは低い。したがって、FB加工時の負荷を抑制し、かつ、だれ生成量を低減できる可能性が高い。

図3には、Steel A焼鈍材とSteel B-10%調質圧延材の打抜き3000個目のFB加工品の外観を示す。図中矢印で

表6 機械的性質 (板厚3mm)
Table 6 Mechanical properties

Steel	仕上げ	0.2%耐力 (N/mm ²)	引張強さ (N/mm ²)	伸び (%)	硬さ HV10
A	焼鈍	256	647	56	166
B	焼鈍	223	514	57	132
	10%調質圧延	495	587	41	197

引張試験片：JIS13B号，引張方向：圧延方向に平行

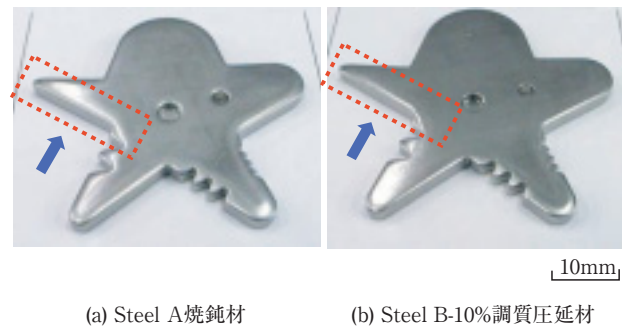


図3 FB加工品の外観 (3,000個打抜き後)
Fig. 3 Appearance of fine blanks at 3,000 shots.

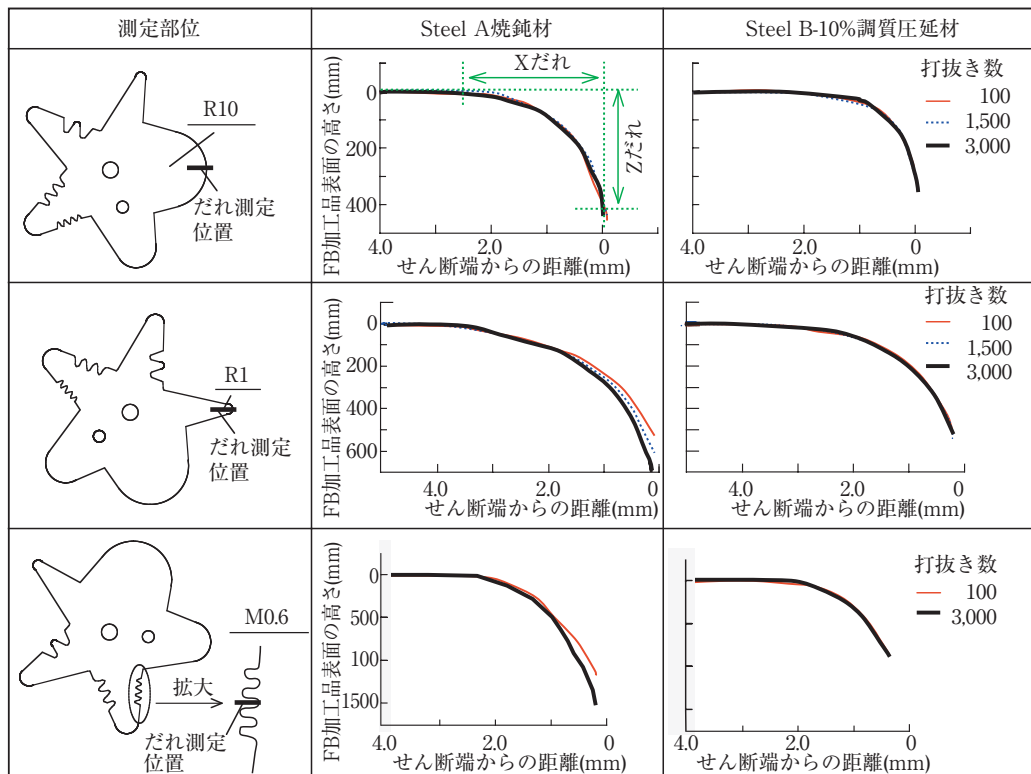


図4 打抜き数とだれ形状
Fig. 4 Relationship between shear drop shape and blanking shots.

示したFB加工品淵部の撮影反射光は、Steel A焼鈍材の方がSteel B-10%調質圧延材に比べて広い面で散乱し、だれが大きいことを示している。

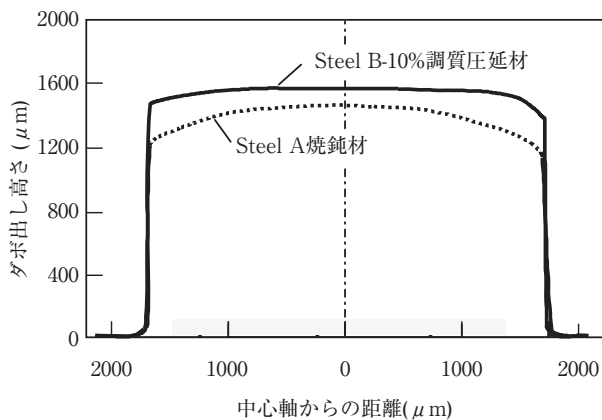
図4には打抜き数毎のFB加工品のだれ形状を示す。同一部位で比較すると、いずれの打抜き数でもSteel B-10%調質圧延材はSteel A焼鈍材に比べてZだれ、Xだれが少ない。また、打抜き輪郭半径が小さいR1やモジュール部のM0.6では、Steel A焼鈍材が打抜き数とともにだれが大きくなるのに対し、Steel B-10%調質圧延材では打抜100個目から3,000個目までだれの程度に変化は認められない。

図5にはFB加工品の中心軸に平行な板厚方向断面の光学顕微鏡写真と、その外形をトレースしたダボ出し部の形状を示す。Steel B-10%調質圧延材ではSteel A焼鈍材に比べてダボ出し部の高さが中心位置で比較しておよそ15%高い。両者ともに同一の加圧力で成形していることから、Steel B-10%調質圧延材はFB加工における塑性流動性に優れている。

図6には打抜き100個目と3,000個目のせん断面の外観を示す。Steel Bは100個目から3,000個目まで一貫して破断面が認められないのに対し、Steel Aでは100個目から破断面が認められ、3,000個目ではその割合が増加している。図7に打抜き数とせん断面率の関係を示す。なお、ここではせん断面と破断面それぞれの板厚方向長さの合計に対するせん断面の割合をせん断面率とした。



(a) Steel A焼鈍材 (b) Steel B-10%調質圧延材



(c) 形状プロファイル

図5 ダボ出し部の断面形状と形状プロファイル
Fig. 5 Cross sectional profiles of forged parts.

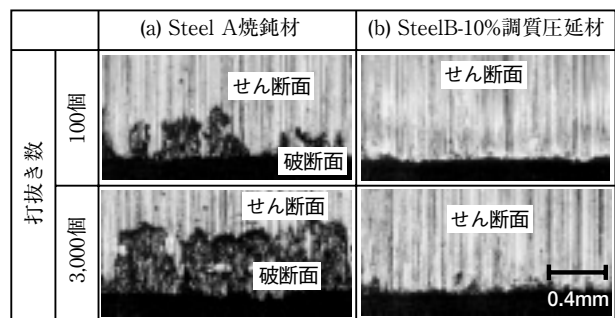


図6 打抜き品のせん断破面外観

Fig. 6 Appearance of shear fractured surface of fine blanking (see Fig.3).

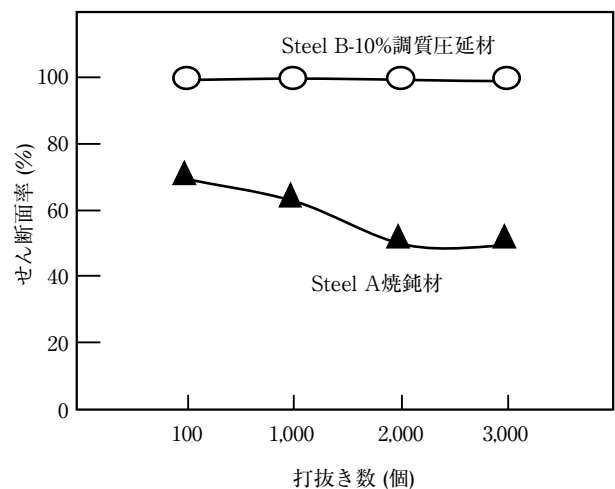


図7 打ち抜き数とせん断面率

Fig. 7 Influence of shear surface ratio on blanking shots.

Steel B-10%調質圧延材は100個目から3,000個目まで100%せん断面を示すのに対し、Steel A焼鈍材では打抜き数の増加にともないせん断面率が低下している。せん断面率が高いことはFB加工品における端面の寸法精度を確保する上で有用であり、Steel B-10%調質圧延材は優れたFB加工性を有している。

図8および図9には、3,000個打抜き後のφ3mm小径穴打抜きパンチの外観と、各パンチ先端拡大観察結果を示す。Steel A焼鈍材の打抜きパンチ側面では先端から約3mmの領域でTiCコーティングが剥離し、パンチ工具素地が露出して打抜き方向に摺動痕が認められる。一方、Steel B-10%調質圧延材は先端から約200μm程度剥離が認められるものの、その部位での摺動痕はわずかであり、Steel A焼鈍材に比べてパンチの磨耗が抑制されている。

以上より、Steel B-10%調質圧延材はSteel A焼鈍材に比べ、打抜き個数の増加にともなうだれ生成量や破断面の増加が抑制されることが明らかになった。

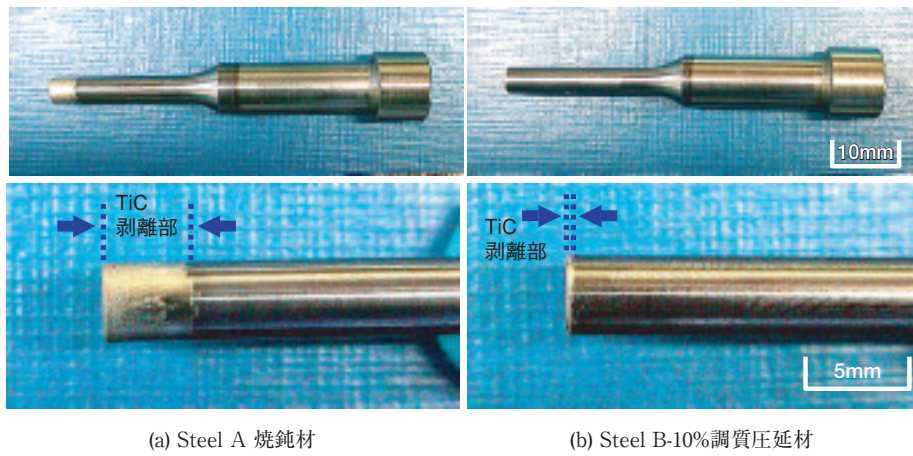


図8 3,000個打抜き後のポンチ先端の外観
 Fig. 8 Appearance of TiC coated tools top for ϕ 3mm hole punching after 3,000 shots.

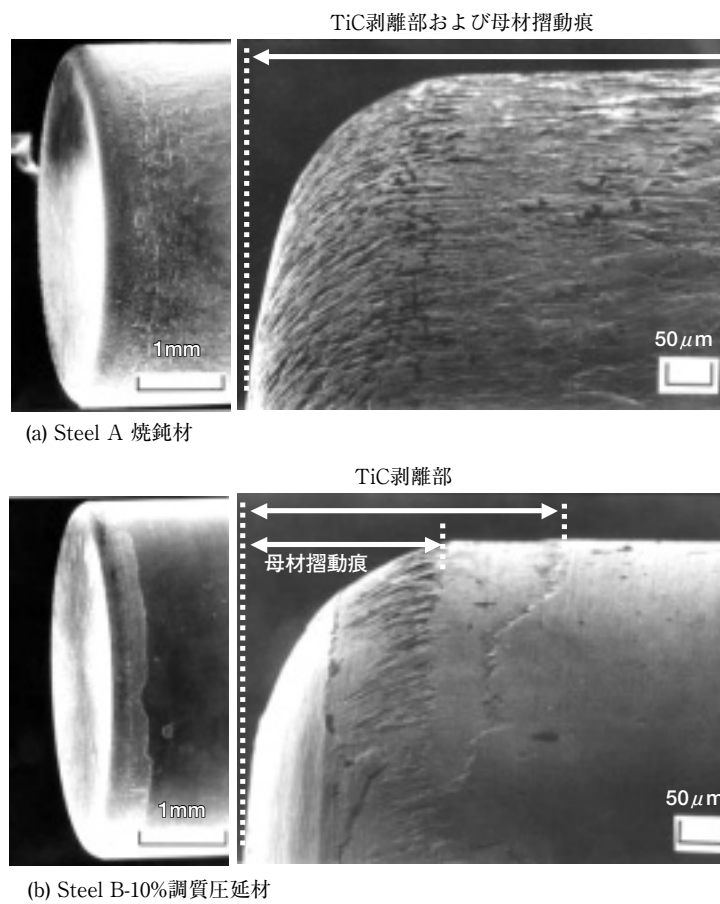


図9 3,000個打抜き後のポンチ先端の表面状態
 Fig. 9 Appearance of TiC coated tools top for ϕ 3mm hole punching after 3,000 shots.

4. 考察

4.1 だれ生成に及ぼす素材特性の影響

FB加工ではVリングでの板押えとカウンターパンチにより静水圧を加えて打抜くため、慣用打抜きに比べてだれ生成量が少ない。しかし図4で示したようにSteel A焼鈍材とSteel B-10%調質圧延材ではだれ生成量に差異が認められた。そこで、だれ生成がより顕著に現れる慣用打抜きによりだれ生成に及ぼす素材特性の影響について検討した。

図10にSteel Bの調質圧延率とだれ生成量の関係を示す。だれ生成量は、調質圧延率の増加とともに減少し、調質圧延率が10%を超えるとほぼ一定となる。各調質圧延材のn値とだれ生成量の関係を図11に示す。ここでn値は公称ひずみ30%と40%のときの応力から求めた。調質圧延率の増加とともにn値は低下し、同時にだれ生成量も低下する。n値が0.2以下の場合、だれ生成量はほぼ一定の値を示す。

だれは、打抜き破断分離部周辺の素材がパンチとダイス刃先により引き込まれる結果、板厚方向に減肉変形する現象である。したがって、加工部が硬化し周辺の素材にひずみが伝播しやすいn値が高い素材でその生成量が大きくなる。Steel B-10%調質圧延材では調質圧延によりn値が低下した結果、だれ生成量が抑制されたものと考えられる。一方、Steel A焼鈍材ではn値が高く、

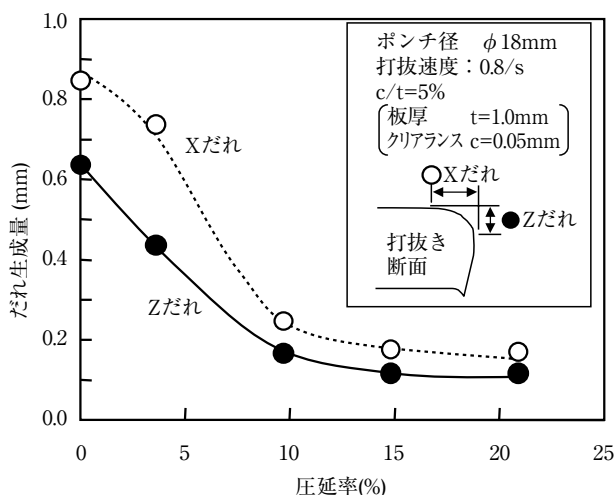


図10 慣用打抜き加工における Steel Bの調質圧延率とだれ生成量の関係

Fig.10 Influence of cold rolled reduction on shear drop lengths of Steel B.

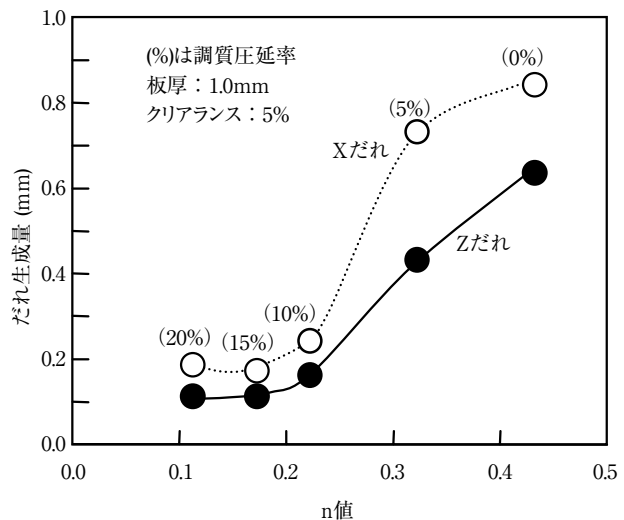


図11 Steel Bのn値と慣用打抜き加工におけるだれ生成量の関係
Fig.11 Influence of n-value on shear drop lengths of Steel B.

だれ生成量が大きかったものと推察される。

4.2 せん断破面性状に及ぼす素材特性の影響

打抜き加工では初期にせん断変形が進み、引き続き母材の延性限界を超えるか、または介在物を亀裂起点とした破断が起こり、最終的に分離される¹⁰⁾。FBでは破面性状を平滑にすること、すなわちせん断面率を100%とすることを目的として、刃先近傍に静水圧を加え、打抜き破断時の破断面の生成を抑制しているが、図6および図7に見られたように、素材により破断面の生成傾向が異なっていた。そこで素材特性に依存する破断面の生成しやすさについて、慣用打抜き加工により検討した。

図12にオーステナイト安定度Md30値とせん断面率の関係²⁾を示す。Md30値の増加、すなわちオーステナイト相の安定度が低下するにともない、せん断面率が低下する。このことからひずみ誘起マルテンサイト相が打抜き加工刃先近傍に生成し破断亀裂起点となり破断面を生成しやすくしているものと考えられる。

図13にS含有量とせん断面率の関係²⁾を示す。S含有量の増加とともにせん断面率が低下する傾向を示す。これはS含有量の増加にともない、MnSなどのA系介在物が増加し、これが亀裂起点となり、せん断面率が低下するものと推察される。

したがって、図6で認められたSteel B-10%調質圧延材のせん断面率の高さは、Md30値が低く γ が比較的安定であること、S含有量が少ないことに起因するものと

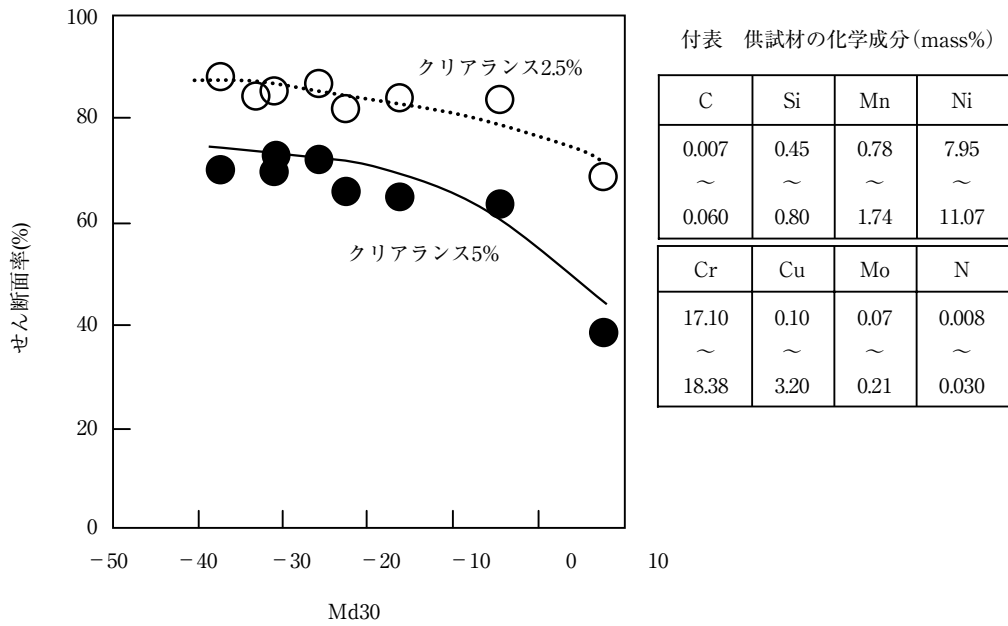


図12 Md30 値⁵⁾とせん断面率の関係²⁾

Fig.12 Influence of Md30 on shear surface ratio.

$$Md30 = 551-462(C + N)-9.2Si-8.1Mn-29(Ni + Cu)-13.7Cr-18.5Mo$$

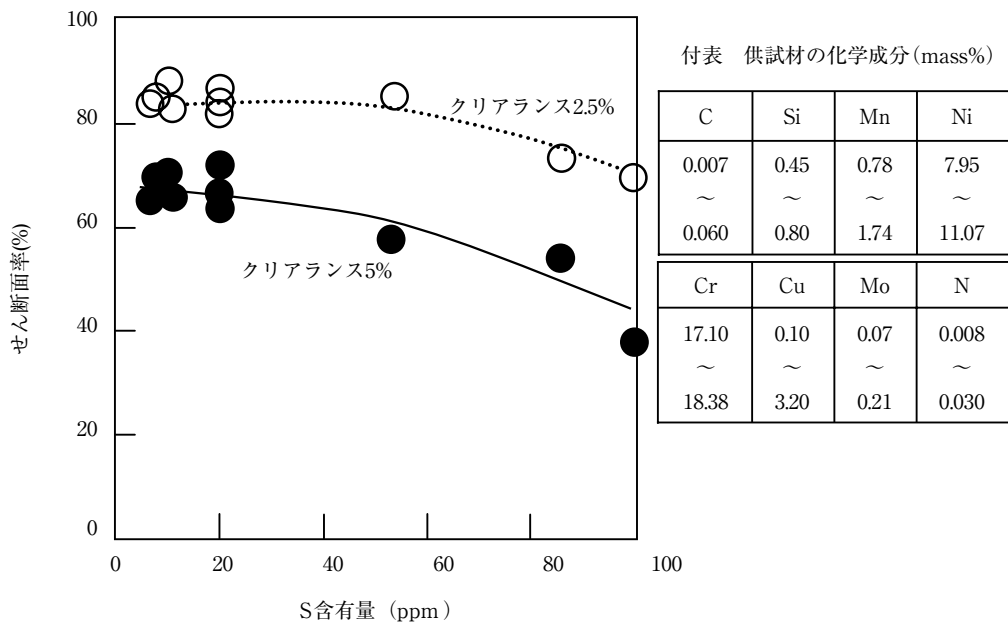


図13 S含有量とせん断面率の関係²⁾

Fig.13 Influence of amounts of S content on shear surface ratio.

考えられる。

4.3 工具磨耗に及ぼす素材特性の影響

だれ生成量およびせん断破面性状の打抜き数にともなう変化は、金型磨耗に起因するものと考えられる。図14にFB加工における刃先近傍の変形モード図を示す。FB加工品に対して、パンチ刃先磨耗によりせん断破面が減少し、ダイス刃先磨耗によりだれ生成量が増加する¹¹⁾。いずれも刃先クリアランスが増加するためである。

本検討では加工速度や潤滑など同一条件で加工していることから、金型磨耗には素材の変形抵抗が寄与しているものと考えられるが、FBではせん断抵抗値を直接測定できない。そこで慣用打抜き加工のせん断抵抗値を測定した。なお、FB加工では静水圧を付加した状態で打抜き加工されるため、単純に慣用打抜き加工のデータと比較することはできないが、ここでは素材間で相对比较する目的で慣用打抜き加工のせん断抵抗値を用いて検討する。図15には、Steel AとSteel Bの焼鈍材および10%調質圧延材の慣用打抜きにおけるせん断抵抗と引張強さの関係を示す。いずれの供試材もせん断抵抗は引張強さの90%程度の値を示す。またSteel B-10%調質圧延材は、Steel A焼鈍材に比べて低いせん断抵抗を示している。

なお、図15は板厚1mm材であり、板厚3mm材の表6の引張強さとはわずかに異なる。

図16に円柱圧縮試験における真応力-真ひずみ曲線を示す。Steel B焼鈍材は最も低い圧縮変形抵抗を示した。また、Steel B-10%調質圧延材は変形初期ではSteel A焼鈍材に比べて高い変形抵抗を示すものの、真ひずみ0.15以上では低い値を示している。応力-ひずみ曲線で

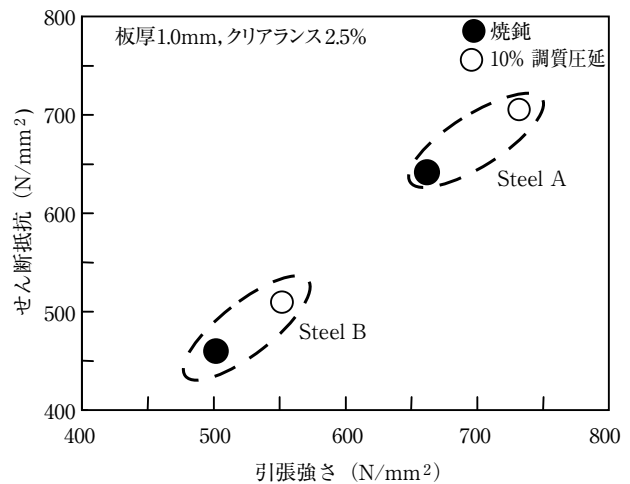


図15 引張強さと打抜きせん断抵抗の関係

Fig.15 Relationship between shear stress and tensile strength.

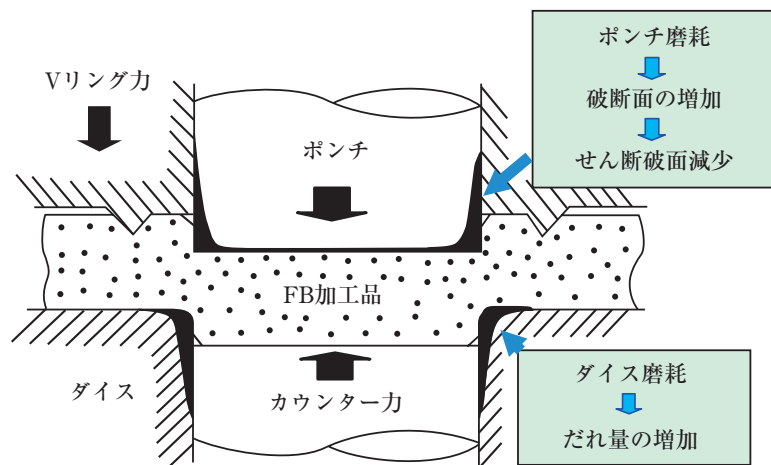


図14 FB加工時の工具刃先推定変形挙動

Fig.14 Estimation diagram of tool abrasion behavior.

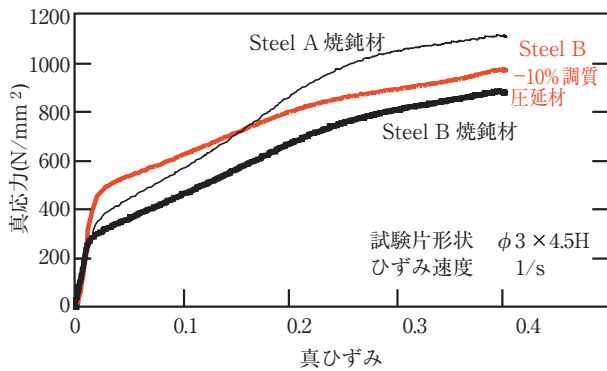


図16 円柱圧縮試験における真応力-真ひずみ曲線
Fig.16 Compression true stress - true strain curves.

囲まれる面積が各素材の加工に要するエネルギーに相当するので、Steel B-10%調質圧延材はSteel A焼鈍材に比べて低いエネルギーで加工できる。

以上より、Steel B-10%調質圧延材は、Steel A焼鈍材に比べて打抜きせん断抵抗や圧縮変形抵抗が低いことから工具刃先への負荷が低く、その磨耗が抑制されたものと考えられる。その結果、打抜き数の増加によるパンチ

とダイスのクリアランスの増加が抑制されたために、だれ生成量が一定で、さらに打抜き3,000個目まで破断面が生成しなかったものと推察される。

4.4 変形抵抗に及ぼす素材特性の影響

図17に薄板試験片の引張変形と圧縮変形後の α' 生成量の測定結果を示す。Steel Cでは同一ひずみ量を付与した場合、引張、圧縮変形ともに α' 生成量はほぼ同等であった。Steel CにMnを添加したSteel Dも同様な傾向を示した。一方、Steel CにCuを添加したSteel Eでは、圧縮変形に比べて引張変形による α' 生成量が多い傾向を示した。

図18および図19にはそれぞれSteel C、Steel Eの真ひずみ約0.2の引張または圧縮変形部の透過型電子顕微鏡観察組織を示す。Steel Cでは引張、圧縮ともに図中矢印で示すように変形双晶または ϵ -マルテンサイト相と考えられる $0.1\mu\text{m}$ 以下の幅を持つ直線的な組織が認められる。一方、Steel Eでは引張、圧縮変形組織ともに図中矢印で示すように塊状の α' 相が多く認められ、直線的な変態相の生成量は少ない。

図17に示した α' 相の生成挙動と本組織観察結果から、準安定 γ 系ステンレス鋼におけるCuの効果について検

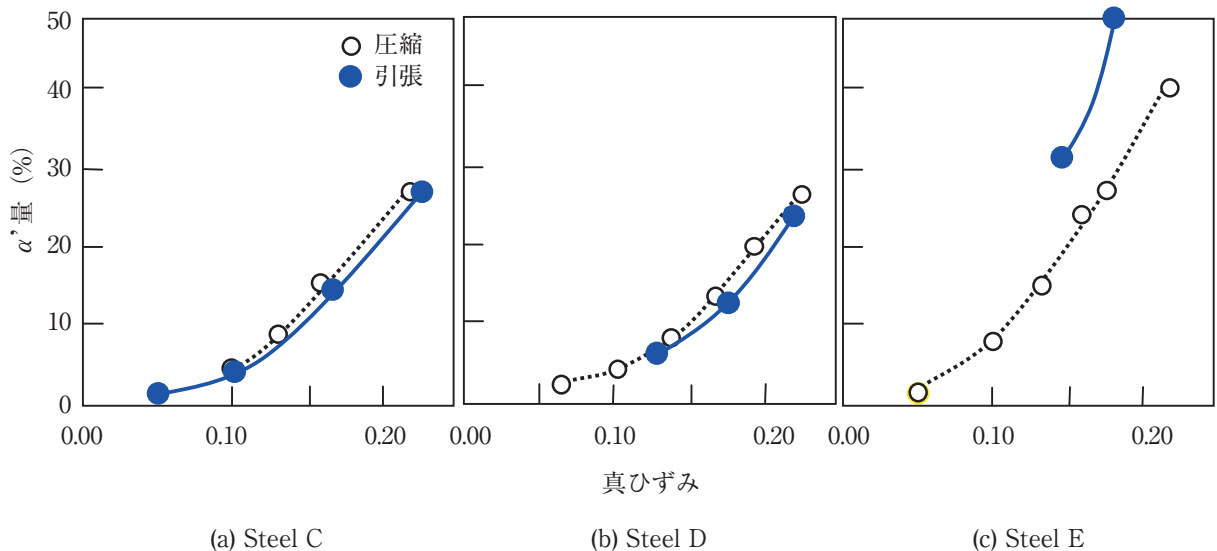


図17 平板引張、圧縮試験材の α' 生成量
Fig.17 Volume fraction of α' phase after compression or tensile test.

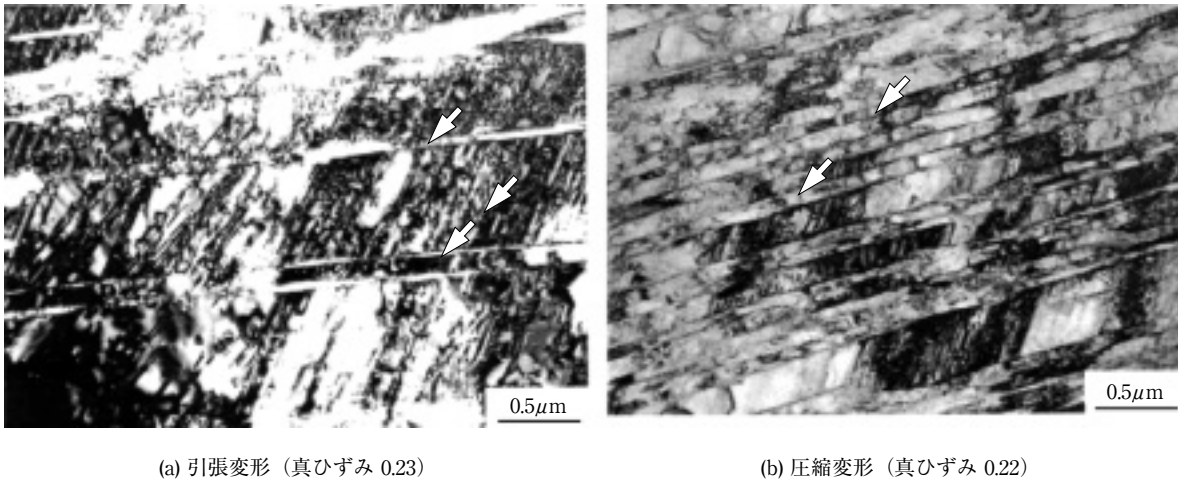


図18 Steel Cの透過型電子顕微鏡組織

Fig.18 Transmission electron micrographs of steel C
 (a) after tensile deformation (0.23 true strain).
 (b) after compression deformation (0.22 true strain).

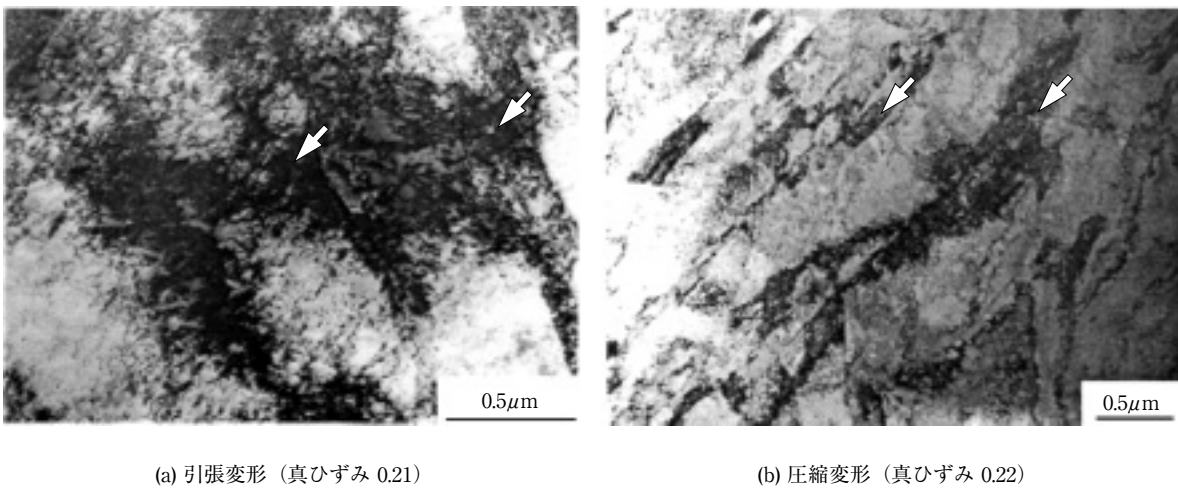


図19 Steel Eの透過型電子顕微鏡組織

Fig.19 Transmission electron micrographs of steel E
 (a) after tensile deformation (0.21 true strain).
 (b) after compression deformation (0.22 true strain).

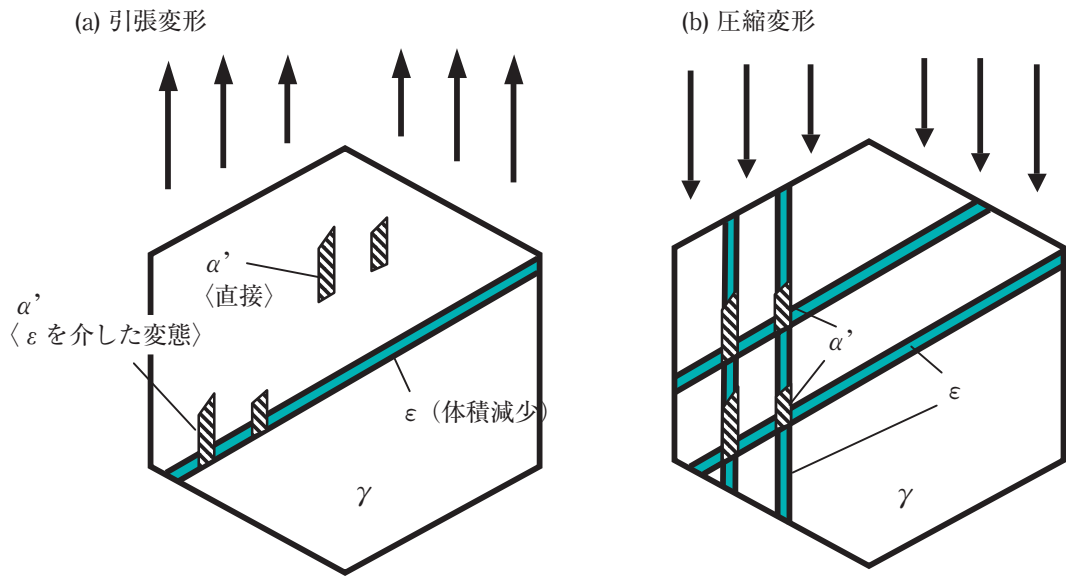


図20 Steel Cの変形応力と推定変態挙動

Fig.20 Estimated transformation behavior of steel C depending on deformation strain direction.

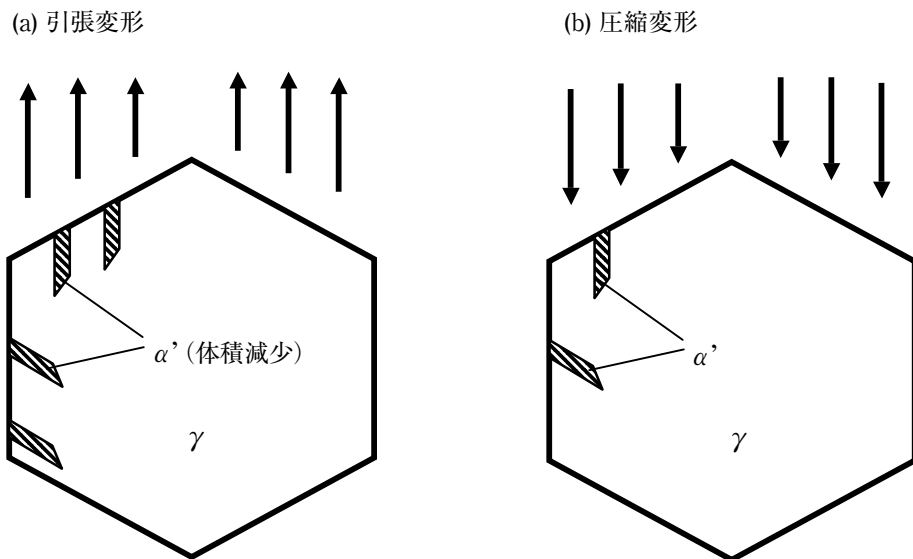


図21 Steel Eの変形応力と推定変態挙動

Fig.21 Estimated transformation behavior of steel E depending on deformation strain direction.

討する。図20および図21にはそれぞれSteel CおよびSteel Eにおける引張、圧縮変形における変態挙動の推定図を示す。表1に示したようにSteel CではSFEが低く、 γ 相から ε 相を生成し易い。 γ 相から ε 相への変態では体積減少をとまない¹²⁾、引き続き ε 相から体積膨張をとまなう α' 相への変態が起こる^{13), 14), 15)}。したがって圧縮ひずみを付与した場合、体積減少をとまなう ε 相を生成することが容易で、 ε 相が交差する領域では α' 相へ変態することが可能となり、引張ひずみを付与した場合と同様に α' 相変態量に差異なく、変形方向による α' 生成量への影響が少なかったものと考えられる。一方、Steel EではSFEが高く、圧縮応力下では γ 相から体積膨張をとまなう α' 相への変態が起こりにくいと考えられる¹³⁾。したがって、同一ひずみで比較すると圧縮変形に比べて引張変形による α' 生成量が多くなったものと考えられる。なお、Steel Eの α' 生成量はSteel C、Steel Dと比較すると、真ひずみ0.15の圧縮変形で約10ポイント、同じく真ひずみ0.15の引張変形で約20ポイント多い傾向を示した。本検討で使用したMd30式におけるCuの寄与度が、本成分系では低いことなどが要因として考えられるが、別途、検討を要する。

Mnを添加したSteel Dの圧縮、引張変形時の α' 生成挙動は、Steel Cとほぼ同等であった。したがって、MnはCuのような効果は示さなかった。

図22に各種の商用 γ 系ステンレス鋼板のSFE^{6), 7)}とMd30⁵⁾の関係を示す。準安定系のSUS304J1はMd30値が高く、SFE値は低い。また安定系のSUS305等はMd30値が低く、SFE値は高い。今回のFB加工で優れた特性

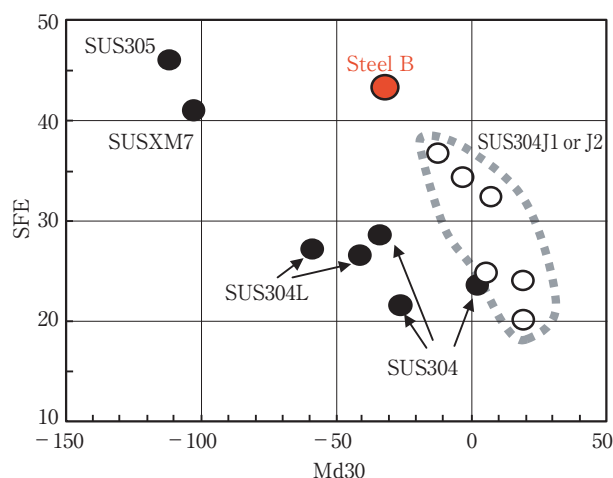


図22 各種 γ 系ステンレス鋼のMd30とSFE
Fig.22 SFE and Md30 of austenitic stainless steels.

を示したSteel Bは-30程度の中間的なMd30値と40以上の高いSFE値を有し、既存鋼からは外れた成分系にある。すなわち、引張変形では適度に α' 相を生成して良好な延性を示し、圧縮変形では α' 相の生成を抑制して変形抵抗が低減される成分である。さらにSFEが高いことから γ 相自身の加工硬化が抑制され、 γ 安定度が中程度でありながら、従来の商用鋼にない極めて低い変形抵抗を示す。この特徴が、Steel Bは打抜き下穴に対する優れた穴抜け性を示す^{1), 16)}ことや、フランジ部での流入抵抗が抑制され優れた深絞り性を示す¹⁾ことなどを裏付けている。

5. 結 言

極軟質低加工硬化型準安定 γ 系鋼NSS304ESを量産用FBプレス機で加工した場合のだけ生成挙動や金型磨耗性について、SUS304と比較調査した。さらに、準安定 γ 系ステンレス鋼の圧縮変形負荷時の特性およびひずみ誘起マルテンサイト相の生成に及ぼすCuの影響について検討を加えた。得られた結果を以下に記す。

- (1) 極軟質低加工硬化型準安定 γ 系ステンレス鋼NSS304ESの10%調質圧延材は、SUS304焼鈍材に比べてだけ生成量が少なく、さらに金型磨耗が抑制されるために打抜き数増加による製品形状の変化が少ないことから優れたFB加工性を示した。
- (2) 本鋼のFB加工における金型磨耗抑制は、極軟質性と低加工硬化特性に加えて、Cuを含有することで圧縮変形における α' 相の生成が抑制され、打抜き加工における変形抵抗が低減したためである。
- (3) 圧縮変形時には体積膨張をとまなう α' 変態が抑制されるが、SFEが低い鋼では体積減少をとまなう ε 相を経由して α' 相が生成するため、変形抵抗は引張変形と同様に高くなる。一方、Cuを含有すると、積層欠陥エネルギーが高められるため、圧縮変形時の α' 生成が抑制され、変形抵抗が低減するものと考えられる。
- (4) 調質圧延によりn値が低下することにより、FB時の板厚方向における減肉が抑制されることから、だけ生成量が低減する。
- (5) Cuを積極的に活用して γ 相の積層欠陥エネルギーと安定度を制御した準安定 γ 系ステンレス鋼NSS304ESは、既存ステンレス鋼にない特長を有しており、FBにおいても優れた加工性を有することが明らかになった。

参考文献

- 1) 鈴木聡, 田中秀記, 宮楠克久 : 日新製鋼技報, 80 (2000), 23.
- 2) 溝口太一郎, 鈴木聡 : CAMP-ISIJ, 17 (2004), 1310.
- 3) 田中秀記, 溝口太一郎, 鈴木聡 : CAMP-ISIJ, 18 (2005), 599.
- 4) 鈴木聡, 溝口太一郎 : 第56回塑性加工連合講演会, (2005), 503.
- 5) K. Nohara, H. Ono and N. Ohashi : Testu-to-Hagane, 63 (1977), 772.
- 6) R. E. Shramn and R. P. Reed : Metal. Trans. A, 6 (1975), 1345.
- 7) 藤倉正国, 阿部直弘 : 電気製鋼, 43 (1972), 34.
- 8) 桑原利彦, 森田佳之, 宮下洋介, 高橋進 : 塑性と加工, 36 (1995), 768.
- 9) 田中照夫, 星野和夫 : 日新製鋼技報, 52 (1985), 36.
- 10) 中川威雄, 阿部邦雄, 林豊著 : 薄板のプレス加工, 実教出版, 東京, (1977), 2.
- 11) 中川威雄著 : ファインブランキングー精密打抜きの理論と実際ー, 日刊工業新聞社, 東京, (1998).
- 12) 田村今男 : 日本金属学会報, 18 (1979), 239.
- 13) 西山善次 : マルテンサイト変態ー基本編ー, 丸善, 東京, (1971), 46.
- 14) H.Schumann : Arch.Eisenhütt., 38 (1967), 647.
- 15) H.Schumann : Arch.Eisenhütt., 40 (1969), 618.
- 16) 鈴木聡, 宮楠克久 : CAMP-ISIJ, 13 (2000), 552.