

SUS304 の切削抵抗に及ぼすプラズマ照射の影響

The Effect of plasma radiation on Cutting force of SUS304

○学 星野 啓太 (苫高専), 正 池田 慎一 (苫高専)

1. 緒言

著者らは切削油剤を一切使用しない完全乾式切削の試みの一つとして大気圧プラズマを利用した方法の検討している. このプラズマ照射の効果の一つには切削抵抗に影響を与えることが知られており, 鉄および非鉄金属の乾式切削技術に応用できる可能性があると考えられる. しかし, 切削機構に及ぼす被削面へのプラズマ照射による効果のメカニズムについては不明な点が多い.

そこで, 本研究ではステンレス鋼 SUS304 の板材を切削用試料とし, その端面にプラズマを照射後, 低速二次元切削し, そのときの切削抵抗および切りくず形状を調べることで, SUS304 の切削抵抗に及ぼすプラズマ照射のメカニズムを明らかにする.

2. 実験方法

切削用試料は板厚 2mm のステンレス鋼 SUS304 の板材 (100×50mm) で, この試料の端面を被削面として低速二次元切削した, 被削面はプラズマ無照射部と照射部を明確に分け, さらに, それぞれから排出される切りくずが干渉しないように, (a) ~ (d) の 4 領域に分割するために, 3 箇所切り欠きを設けた. 本切削を行う前には表面層のひずみを均一にするために予備切削を行う. 予備切削は切削速度を 2mm/s, 切込み量 0.01mm で数回切削を行い, 被削面を仕上げる. プラズマ照射にはキーエンス製のプラズマ照射器 ST-7000 を使用し, 照射時間は 10s, 照射器と照射面との距離は 10mm とした. 本切削は予備切削面をアセトンで洗浄した後, 4 領域のうち, (b), (d) の 2 領域をプラズマ照射部とし, 切削速度 2mm/s, 切込み量 0.01mm で行った.

以上の条件で本切削時の切削抵抗 (主分力: F_T および背分力: F_N) は圧電式の工具動力計で測定し, 切りくずの外観および切りくず自由表面の観察は光学顕微鏡で行い, 切りくず厚さおよび切りくずカール半径をそれぞれ測定した. また, プラズマ照射後の予備切削面は濡れ性で評価した. 濡れ性での評価はプラズマ照射直後から数時間ごとに市販の純水の液滴を予備切削面に垂らし, 側面からの液滴の接触角を測定することで行う.

3. 実験結果および考察

図 1 に切削抵抗の主分力および背分力の変化を示す. 無照射部の主分力および背分力は切削開始から約 10mm で定常状態となっているが, プラズマ照射部では各領域の切削開始直後から無照射部に比べ主分力および背分力は増大し, その変動量も大きくなっている. 各領域の切削開始から 10mm 以降の最大値の値で比較すると, 無照射部の主分力の最大値は (a), (c) でいずれも約 250N で, その変動量は約 10N を示している. 同様に背分力は約 210N で, 変動量は約 10N を示している. 無照射部の切削抵抗では大きな変動はなく一定値を示している. 一方, プラズマ照射部では主分力は (b) では約 380N, (d) では約 350N で, それぞれの変動量は (b) では約 100N, (d) では約 200N を示している. 背分力は (b) で約 270N, (d) では約 250N で, それぞれの変動量は (b) では約 80N, (d) では約 130N を示している. 切削抵抗は (b), (d) のいずれの照射部も無照射部に比べ, 増加が確認でき, その変動量は 8~20 倍となっている. この切削抵抗およびその変動量の変化は排出される切りくず形状や切削仕上げ面にも大きな影響を及ぼしており, 照射部の仕上げ面には過切削の痕跡が確認でき, 仕上げ面粗さを増大させている.

切りくず形状は無照射部 (a), (c) が流れ型を示したが, プラズマ照射部 (b), (d) ではむしれ型となった. 切りくず厚さは無照射部 (a) で 0.079mm, (c) では 0.083mm であるが, プラズマ照射部 (b) では 0.124mm, (d) でも 0.120mm とそれぞれプラズマ照射により増加している. カール半径についても無照射部に比べ増加している. つまり, 予備切削面へのプラズマ照射により, 切りくず排出機構に影響を及ぼし, 切りくず形状が変化し, 切りくず厚さおよびカール半径を増加させ, その結果, 切削抵抗およびその変動量が増大したと考えられる. これらの結果と同様の現象を, 張らはアルゴン雰囲気内での予備切削後, 表面に不働態被膜が存在しない状態の本切削で確認している¹⁾. すなわち, プラズマの照射の効果は SUS304 の表面に存在する不働態被膜を破壊・除去に類似した効果であると考えられる. 通常, SUS304 の切削では予備切削面に不働態被膜があることで表面層の転位の動きを阻害することで, せん断破壊が容易に起こりやすくなり, 流れ型の切りくずが排出される. 仮に, この不働態被膜が除去されると, 転位の阻害になるものがなくなり, せん断破壊の起点が前方に移動するため切りくずが厚く, せん断角が小さくなりカール半径が増加し, プラズマ照射部の結果と一致する.

プラズマ照射部の接触角は照射直後で 19.1° , 0.5h 後で 38.0° , 1h 後で 53.0° , 2h 後で 54.6° と, 照射後の時間経過とともに増加する傾向を示している. 同様に切削抵抗も時間経過とともに減少し, 無照射部と同様の傾向を示している. つまり, プラズマ照射部の接触角は切削抵抗に大きく影響し, さらに, 表面の不働態被膜の有無にも大きく関わっていると考えられる.

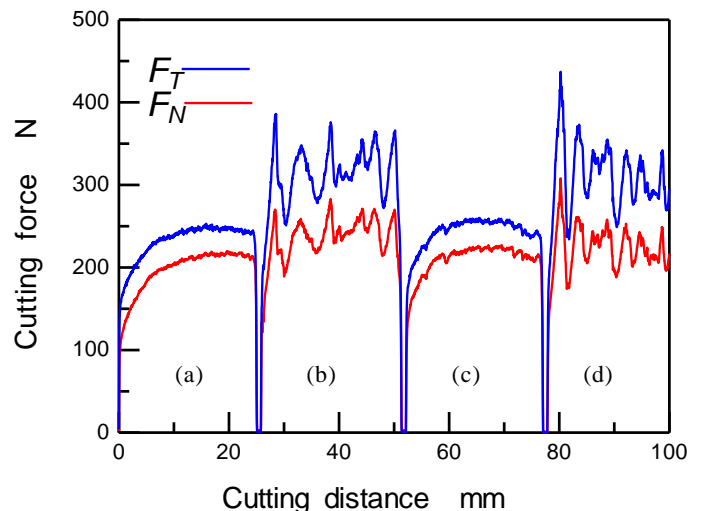


図 1 プラズマ照射が及ぼす切削抵抗の影響
(a), (c) : 無照射部
(b), (d) : プラズマ照射部

参考文献

- 1) 張春艷他, 2005 年度精密工学会秋季大会学術講演会 (2005), 693.

異形ダイス押出によるリサイクル Al 合金中の粗大金属間化合物の無害化

酒向志乃¹, ◯徳永透子², 大野宗一², 松浦清隆²

¹ 北海道大学 大学院工学院

² 北海道大学 大学院工学研究院

目的

Al 合金は軽量でかつ強度や耐食性等において優れた特性を持つため、電子機器類や輸送機器類など幅広い分野で用いられている。Al スクラップを溶解再生して作られるリサイクル Al 合金は新地金の精製を行う場合の数%のエネルギー量で製造することができるため、Al 合金のリサイクル率は極めて高い。しかしながら、リサイクル時の Fe の混入による粗大 Fe 系金属間化合物の晶出が問題となっている。Fe 系金属間化合物は非常に脆いので、粗大金属間化合物として分布するとリサイクル材の機械的性質を著しく低下させる。本研究では、特殊なダイスを用いた押出加工による Fe 系金属間化合物の微細化を試みた。

方法

鑄造により作製した Al-12Si-xFe (mass%)合金 ($x=2, 4$ mass%) を 450°C で押出した。Fe 系金属間化合物を微細化するために、押出時に Al 合金が 90° 折れ曲がるように流動する特殊なダイス (異形ダイス) を用いた。異形ダイス押出材の加工性を調査するために冷間圧延を行った。圧延は押出方向と同じ方向に行い、初期厚さ 10.5 mm から最終厚さ 2.4 mm まで 2 パスで圧延した。押出後および圧延後の試料に対し室温で初期ひずみ速度 $1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で引張試験を行った。引張方向は押出方向および圧延方向と同じとした。

結果

Fig. 1 に Al-12Si-2Fe 合金の鑄造材と異形ダイス押出材の微細組織を示す。鑄造時に晶出した粗大な Fe 系金属間化合物は異形ダイス押出により微細化されている。引張試験を行ったところ、Fe を 2 および 4 mass% 含む Al-Si 合金の伸びは鑄造材では 2 および 1% であったが、異形ダイス押出後はそれぞれ 43 および 22% となり、異形ダイス押出による著しい延性の改善がみられた。また、冷間圧延においては、鑄造材では試料が割れてしまい圧延不能であったが、異形ダイス押出材は Fe を 4 mass% 含む Al-Si 合金においてさえも健全に薄板に加工することができた。圧延後の引張試験においては、Fe 濃度が 2 および 4 mass% の薄板はそれぞれ 39 および 18% の伸びを示した。

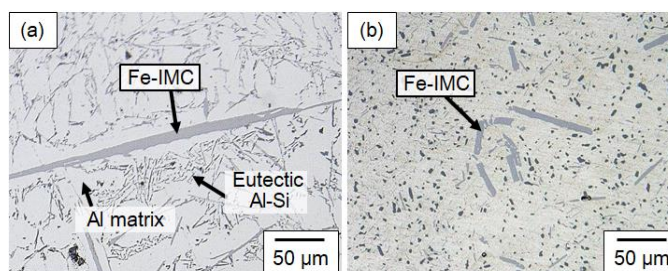


Fig. 1 Microstructures of Al-12Si-2Fe alloy; (a) as-cast and (b) as-extruded.

1.

2.

2.1

Cu, Mn, Cr

3mm 10mm 40mm

C 3.67 3.74%, Si

2.25 2.38%, P 0.15 0.17%, S 0.10 0.11%

Cu Mn Cr Table1

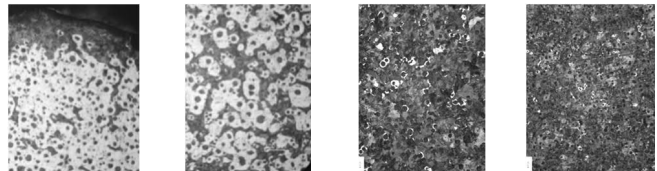
10mm

Fig. 1

Table 1 (mass%)

	YD6-, 10-, 14-, 18-	YD22-, 26-, 30-, 34-	YD38-, 42-, 46-, 50-	YD54-57, 58-61
Cu	0.10 ~ 0.53	0.24	0.24	0.25
Mn	0.31	0.39 ~ 0.68	0.49	0.76
Cr	0.02	0.02~0.03	0.06~0.20	0.38, 0.49

Fig. 1(b)



Subsurface

Inside

10mm

3mm

(a) YD22 40mm

(b) YD60 Subsurface

Fig.1 供試材の顕微鏡組織

└─┘ 200µm

10mm 40mm

200µm

10 15%

2.2

Vx Vy

500Hz, 1kHz

3.

Fig. 2

3mm 10mm

40mm

1kHz

500Hz

3mm

3mm

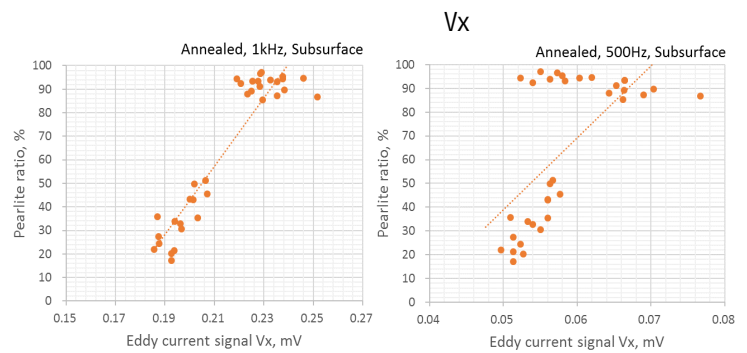


Fig. 2

(Vx, 1kHz

500Hz)

1kHz

スラリー・溶湯混合法により調製した過共晶 Al-Si 合金スラリーの 低圧圧縮成形

北大工 ○大参達也

【緒言】過共晶 Al-Si 合金の初晶の改良には P の添加が、また共晶の改良には Na の添加が有効だが、P と Na を同時に添加すると両者の改良効果が相殺されることが知られている。また、P 添加の効果を発揮するためには金型鑄造程度の比較的高い冷却速度が必要であり、凝固段階ごとに順次改良処理を行うような時間的余裕はない。著者らは以前、亜共晶 Al-Si 合金の半凝固スラリーに高 Si 濃度の過共晶 Al-Si 合金溶湯を攪拌混合する「スラリー・溶湯混合法」により、微細な初晶 Si 粒子を含有する過共晶 Al-Si 合金スラリーを徐冷条件下で製造することに成功した。本手法では、高温・高液相線温度の過共晶合金溶湯が、低温の亜共晶合金スラリーに接触し、高い液相線温度を保ったまま急冷される（混合急冷効果）。これにより、過共晶合金溶湯の内部で初晶 Si が多発的に核生成する。また、亜共晶合金スラリー中の α 相粒子は高温の過共晶合金溶湯の混合により再溶解するが、その際に熔融潜熱を吸収して混合急冷効果を促進するとともに混合温度を低下させる役割を果たす（潜熱吸収効果）。本研究では、スラリー・溶湯混合法により調製した過共晶合金スラリーを低圧で圧縮成形し、得られた成形体内の初晶 Si 粒子の分布状態を調査した。

【方法】攪拌凝固により生成した亜共晶 Al-Si 合金(8mass%Si)の半凝固スラリーに、過共晶 Al-Si 合金(32mass%Si-0.2mass%P)の溶湯を攪拌混合し、微細初晶 Si 粒子を含有する過共晶合金スラリー(20mass%Si-0.1mass%P)を得た。攪拌子は一枚平羽根で、回転速度は $4s^{-1}$ である。圧縮成形実験に用いた装置を Fig.1 に示す。予熱した黒鉛製の下型に 883K の過共晶合金スラリーを充填した後、空冷し、スラリー温度が 860K になった段階で、加圧上型となる室温の黒鉛製ピストンを手動で押し込み、フランジ付きカップ形状に成形した。上型の押し込み速度は約 $1m s^{-1}$ とした。また、比較材として、通常の静置凝固による Al-20mass%Si-0.1mass%P 合金スラリーの成形体を製造した。

【結果】スラリー・溶湯混合法では、溶湯の混合から共晶温度近傍まで冷却される約 1000s の間、見掛け粘度の低いスラリー状態を保つことが確認された。また、初晶 Si 粒子は平均径（面積等価直径の算術平均値） $27\mu m$ まで微細化された。通常静置凝固スラリー（平均径 $75\mu m$ ）の成形体では、フランジ部は底部と比較して初晶 Si 粒子の分布が著しく粗であった。これに対して、スラリー・溶湯混合材の成形体では、フランジ部と底部との間に初晶 Si 粒子の分布に差はなく、均一な成形体を得られた。このような初晶 Si サイズによる偏析挙動の相違は、流体中を運動する微粒子の流体への追従性を記述する無次元量である Stokes 数を用いることにより評価することができた。

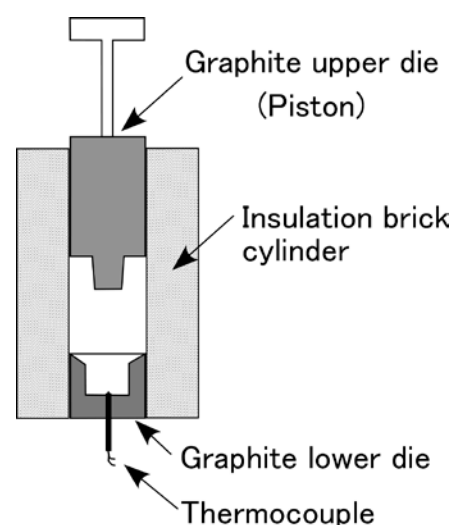


Fig.1 低圧圧縮成形実験装置

Ni 含有鋳鋼の高サイクル疲労試験による特性評価

(株)日本製鋼所 鋳鍛製品部 ○工藤真也 高橋史生
 室蘭研究所 山野内拓也 鹿野誠 梶川耕司

1. はじめに

近年、大型産業機械用の鋳鋼部材に対して、高強度化及び高靱性化の要求が高まっている。例えば JIS G5102 で規格されている溶接構造用鋳鋼品の中では SCW620 が最も高強度を有する素材であり、比較的高濃度の Ni を含有する低合金鋳鋼である。しかし、このような Ni 含有鋳鋼は顧客要求の高強度と高靱性を兼ね備えているものの疲労特性については知見が少なく、機械設計する上での指針が存在しない。

そこで、本研究では SCW620 をベースに C, Cr, Ni を変化させた成分を含有する 50 kg 鋳塊を試作し、高サイクル疲労試験を実施して疲労特性を評価した。

2. 試験方法

表 1 に供試材の化学成分を示す。供試材は 50 kg VIM を用いて溶解し砂型に鋳造して作製した。そして、型バラシ後の鋳塊に対して、焼鈍：1050℃×20hr→炉冷、焼入れ：820℃×20hr→空冷、焼戻し：640℃×20hr→炉冷の熱処理を施した。各種試験片は熱処理後の供試材より採取し、組織観察、室温での引張試験及び高サイクル疲労試験を実施した。

表 1 SCW620 の成分規格および供試材の化学成分

供試材	元素/mass%						
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V
HNICR	0.17	0.23	0.78	3.51	1.50	0.20	0.04
HCNICR	0.23	0.23	0.79	3.51	1.51	0.20	0.04

3. 試験結果

表 2 に供試材の室温強度と疲労試験条件を示す。HCNICR 材は HNICR 材よりも引張強度が高いことが分かった。図 1 に供試材の最大応力と破断繰返し数の関係を示す。一般に鋳鋼の疲労限は引張強度の 0.30 倍程度であると報告されている¹⁾が、HNICR 材で 310MPa、HCNICR 材で 270MPa と高い値となった。

表 2 供試材の室温強度と疲労試験条件

	HNICR	HCNICR
0.2%耐力 (MPa)	530~570	610~650
引張強度 (MPa)	680~720	760~800
試験環境	室温、大気中	
最大応力 (MPa)	410,370,330,310,290,270,250,240,210	
応力比	R = -1	
繰返し波形、速度	正弦波、30Hz	
最大繰返し数 (cycles)	3.0×10 ⁶ または 1.0×10 ⁷	

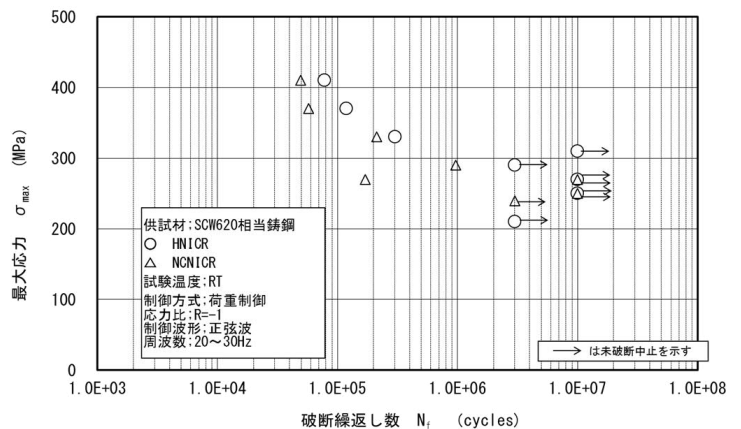


図 1 供試材の最大応力と破断繰返し数の関係

参考文献

1)中沢ら：材料, Vol. 18(1969), No. 191, p707