

(論文)

Fe, Cを含有する α - β 型チタン合金の被削性および熱間加工性に及ぼす合金元素の影響

Effect of Alloy Elements on Machinability and Hot Workability of α - β Titanium Alloy Containing Fe and C



村上昌吾*
Shogo MURAKAMI



尾崎勝彦*(工博)
Dr. Katsuhiko OZAKI



小野公輔**
Kousuke ONO



逸見義男***
Yoshio ITSUMI

Many studies have been done on the workability of titanium alloys because these alloys are inferior in machinability and hot workability when compared with other structural materials, such as steel and aluminum alloys. KS EL-F (Ti-4.5Al-4Cr-0.5Fe-0.15C) has been developed with mechanical properties equivalent to those of Ti-6Al-4V at room temperature and excellent hot workability. This study found that increasing Fe and decreasing Cr concentration in the chemical composition of KS EL-F improved both machinability and hot workability. It was found that with the modified alloys, there was a decrease in tool tip wear of almost 30% (Cr : 1~2.5% , Fe : 1.25~2%), and the hot deformation stress was reduced by about 10%. Furthermore, decreasing Cr suppressed aging embrittlement caused by the precipitation of $TiCr_2$.

まえがき = Ti-6Al-4V 合金に代表される α - β 型チタン合金は比強度、耐熱性、耐食性に優れ、航空機部品や自動車・2輪バイクの部品としてよく使用される¹⁾。また、2009年11月に初飛行に成功したボーイング 787 の機体部品に見られるように、最近多用されるようになった炭素繊維強化プラスチックとの接合部において、熱膨張係数が近く電食が生じないことからチタン合金の使用量が大きく増大しており、今後も航空機に使用されるチタン合金の需要は拡大することが見込まれている²⁾。 α - β 型チタン合金は、多様な熱処理により機械的特性を調整することが可能であるが、一般的に使用されている Ti-6Al-4V 合金は鍛造性や機械加工性が鉄鋼材料やアルミ合金などと比較して劣っていることから、素材費に加えて加工費も高いのが現状である。そこでこれまで熱間加工性を大幅に向上した KS EL-F 合金などが開発・実用化されている³⁾。

KS EL-F 合金は、室温での強度を確保しつつ高温での変形抵抗を低減するために C を含有している。このため、加工熱履歴条件によっては TiC が析出し、工具摩耗量を増大させる場合があることがわかっている⁴⁾。

本稿では、KS EL-F 合金の被削性に及ぼす合金元素の影響に加え、その改良組成の熱間加工性および被削性の調査結果についてまとめた。また、KS EL-F 合金は時効脆化することがわかっており⁵⁾、高温環境下での使用は制限されることから、改良組成の時効脆化についても触れた。

1. 実験方法

1.1 供試材作成方法

合金系を選択するための実験として、表 1 に示すよう

表 1 被削性検討成分系 (mass%)

Table 1 Chemical compositions of samples for machinability (mass%)

No.	Al	Cr	Fe	C	Others	Mo equivalent	Al equivalent
EL-F	4.5	4	0.5	0.15	—	6.25	4.5
5%Mo	4.5	—	0.5	0.15	Mo:5.0	6.25	4.5
7.5%V	4.5	—	0.5	0.15	V:7.5	6.25	4.5
2Fe-1Cr	4.5	1	2	0.15	—	6.25	4.5
4%Ni	4.5	—	0.5	0.15	Ni:4.0	6.25	4.5
3%Mn	4.5	—	0.5	0.15	Mn:3.0	6.35	4.5
3%Co	4.5	—	0.5	0.15	Co:3.0	6.35	4.5
7.5Sn-2Al	2	4	0.5	0.15	Sn:7.5	6.25	4.5

に、KS EL-F 合金 (Ti-4.5Al-4Cr-0.5Fe-0.15C, 以下 EL-F という) をベース成分として、Cr を代替する元素に Fe, Mo, V, Ni, Mn, および Co を、また Al を代替する元素に Sn を抽出した。また Mo 当量は 6.25~6.35, Al 当量は 4.5% となるように成分設計を行った。ここで Cr を代替した理由は、TiC の析出抑制および時効析出物 $TiCr_2$ の生成を抑制するためであり、また Al を代替することによってさらなる熱間変形抵抗の低下を期待できるからである。供試材は真空アーク溶解によって約 $\phi 40 \times 20$ mm のボタンインゴットを溶製し、鍛造によって約 $\phi 25 \times 55$ mm とした。その後、被削性に及ぼす合金元素の影響をより明確に調査するため、全ての成分系で全面針状 α 組織となるように、焼鈍条件は β 変態点以上となる 1,100 °C-2h 保持後空冷とした。

つぎに、選択した成分系においてコールドクルーシブル誘導溶解炉によって約 $\phi 155 \times 165$ mm のインゴットを溶製し、 $\phi 60$ mm 丸棒に鍛造した後、800 °C, 1.5h の焼

*技術開発本部 材料研究所 **鉄鋼事業部門 チタン本部 チタン商品技術室 ***鉄鋼事業部門 チタン本部 チタン研究開発室

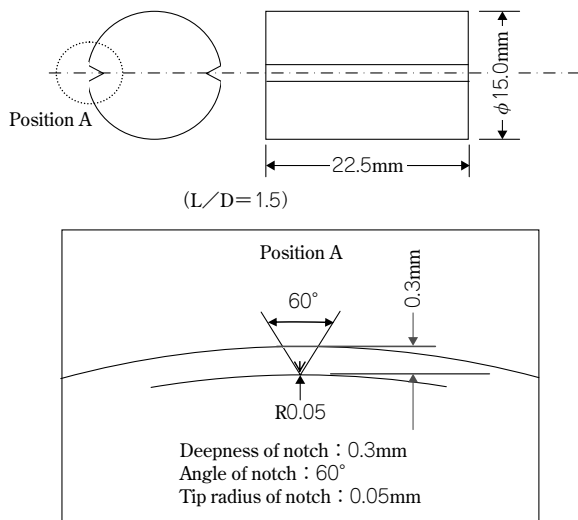


図1 限界圧縮率評価サンプル
Fig. 1 Test specimen on limit of compressibility

鈍を行い、熱間加工性、被削性ならびに時効挙動を調査した。また、比較材として用いたTi-6Al-4V合金およびEL-Fは、φ60mm丸棒（市販材）からサンプル採取を行った。

1.2 評価方法

各成分系の被削性は、旋削加工後の工具チップ刃先の逃げ面摩耗幅を光学顕微鏡で測定して評価を行った。切削条件の詳細は各図中に示す。

マイクロ組織は、鏡面研磨後、水：硝酸：フッ酸＝80：15：1の腐食液にてエッチング後、光学顕微鏡で観察した。硬さはビッカース試験機にて荷重10kgで測定した。

熱間加工性は、図1に示すφ15×22.5mmの0.3mm深さのノッチ付き試験片を作製し、電気炉で875℃および810℃に加熱、50min保持後、1,600トンプレス機を用いて端面拘束圧縮加工を行い、700℃および650℃で圧縮後、ノッチ底の割れの有無を調査した。金型温度は上型120～130℃、下型150～170℃、ひずみ速度は1～2/sである。また変形抵抗については、熱間加工シミュレータを用い、φ8×12mmの標準サンプルにて加工温度400～800℃の範囲で調査した。試験機のクロスヘッドスピードは15mm/sとし、変形応力の最大値を変形抵抗値とした。

時効挙動については、焼鈍後のサンプルを300～700℃に再加熱して8h保持後空冷し、引張試験を行って強度および延性の変化を調査した。引張試験は平行部φ6mm、ゲージ長さ30mmの試験片を用い、JIS Z 2241に準拠して実施した。

また、Ti-DATA ver.2を用い、熱力学計算ソフトThermo-Calc ver.Pによって擬二元系状態図およびCの固溶限を求めた。

2. 実験結果と考察

2.1 被削性に及ぼす合金元素の影響

工具摩耗量は一般的に被削材の硬さが大きいほど摩耗量も大きくなる。表1に示す各成分のビッカース硬さを調査したところいずれも310±10HVとほぼ一定であり、

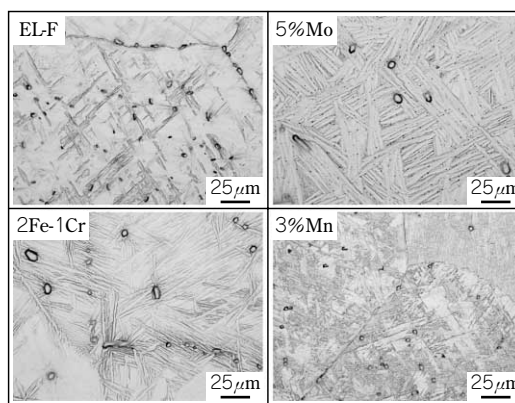


図2 被削性検討合金の代表マイクロ組織
Fig. 2 Microstructure of representative samples

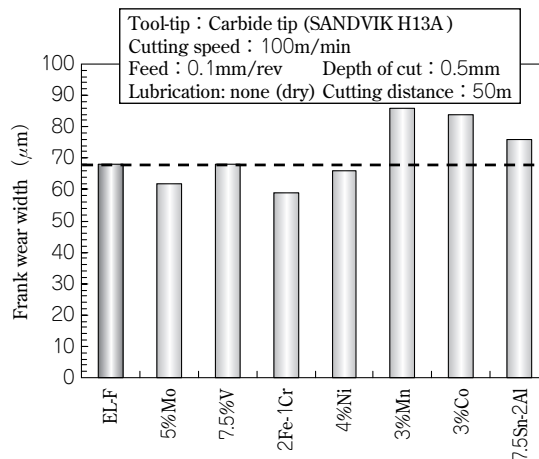


図3 被削性検討合金の逃げ面摩耗幅
Fig. 3 Frank wear of test alloys for machinability

硬さの影響は無視できる程度と考えられる。またいずれの成分系においても、マイクロ組織は図2に示すようにβ_{-anneal}組織でTiCが少量残存した形態となっていた。

切削速度100m/min、送り速度0.1mm/rev、切込み深さ0.5mm、切削距離50mでドライ旋削加工を実施した後の逃げ面摩耗幅を図3に示す。ベース成分であるEL-Fの工具摩耗量を基準とすると、5%Mo材と2Fe-1Cr材は摩耗量が小さく良好である。また、7.5%V材および4%Ni材はほぼ同等、3%Mn材、3%Co材および7.5Sn-2Al材はEL-Fより工具摩耗量が多い。

ここで、摩耗量が小さかった5%Mo材と2Fe-1Cr材は、図2に示すように、やや針状α相も粗大である。一般的に、2次せん断域でのひずみ集中が大きいほど切りくず生成が容易となり、被削性が改善する⁶⁾。粗大な針状α相はこのひずみ集中を阻害すると考えられることから、被削性においては好ましい組織ではないにもかかわらず工具摩耗量が小さい。したがって、CrをMoもしくはFeで置換することが工具摩耗低減に有効に作用していると考えられる。

一方、図4に示したようにTiC析出量が多いほど工具摩耗が増大するため⁴⁾、成分系の選択においてはCの固溶限が大きい方が望ましいと考えられる。熱力学計算ソフトThermo-Calcを用い、5%Mo、7.5%V、1Cr-2Fe、4%Ni、7.5Sn-2Alの各組成におけるβ変態点近傍のCの固溶限を計算した結果を表2に示す。また、EL-Fと2Fe-1Cr

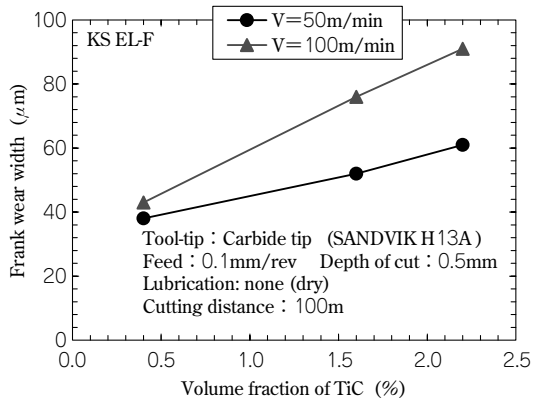


図4 工具逃げ面摩耗幅に及ぼすTiC析出量の影響⁴⁾
Fig. 4 Influence of TiC volume fraction on frank wear of cutting tool tip⁴⁾

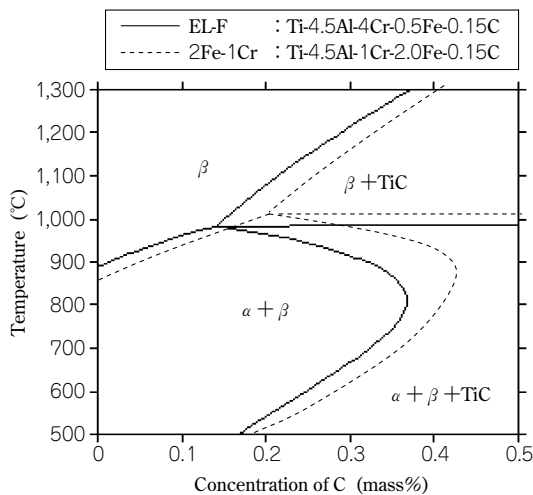


図5 Ti-Al-Cr-Fe-C系の計算状態図
Fig. 5 Calculated phase diagram of Ti-Al-Cr-Fe-C system

表2 被削性検討合金のβ変態点近傍のCの固溶限
Table 2 Solubility limit of C on beta transformed temperature in test alloys

No.	Solubility limit of C (mass%)
EL-F	0.140
5%Mo	0.182
7.5%V	0.133
2Fe-1Cr	0.198
4%Ni	0.118
3%Mn	no data
3%Co	no data
7.5Sn-2Al	0.259

材のC濃度を横軸にした擬二元系状態図を図5に示す。工具摩耗を促進させるTiC析出物はβ変態点近傍で生成するため、この固溶限以下のC添加量であれば被削性を大きく劣化させることはない。逆に固溶限以上の場合、TiCの析出を抑制するために熱間加工条件や焼鈍温度・時間を調整する必要が生じる。表2より、5% Mo材と2Fe-1Cr材ではCの固溶限がベースのEL-Fよりも大きくなっており、TiCの析出抑制という点においても好ましく、特別な鍛造条件や焼鈍条件の設定は不要である。

以上のことから、EL-Fの被削性を改善するには、CrをMoもしくはFeで代替することが有効であることがわかった。また、ユビキタス元素の活用および経済性の観点

表3 高Fe系検討合金の成分

Table 3 Chemical composition of high Fe system test alloys

Alloy	Al	Cr	Fe	C
EL-F	4.5	4	0.5	0.15
F-1	4.5	2.5	1.25	0.15
F-2	4.5	1	2	0.15

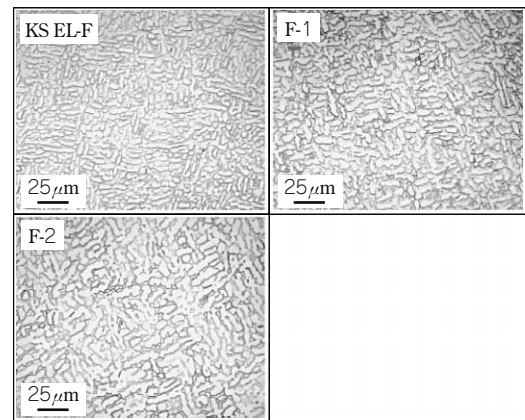


図6 高Fe系検討合金のマイクロ組織
Fig. 6 Microstructure of high Fe system test alloys

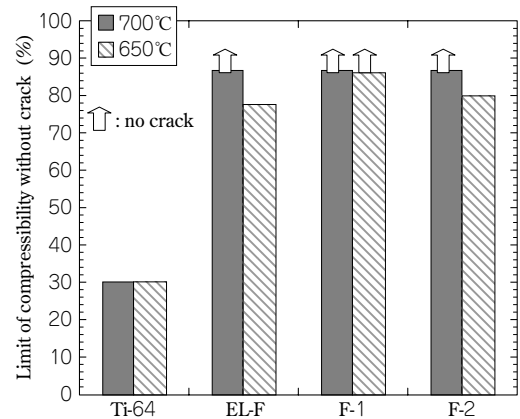


図7 既存合金と高Fe系合金の限界圧縮率
Fig. 7 Limit of compressibility of conventional and high Fe system alloys

においてはFe代替材がより好ましいことから⁷⁾、Fe代替成分系を選択し、さらに以下の検討を実施した。

2.2 高Fe系α-β型チタン合金の熱間加工性と被削性

合金元素中のFeは実機溶製時の偏析が大きいことを考慮し、表3に示す成分系にて熱間加工性の評価を実施した。これらのサンプルのマイクロ組織を図6に示す。得られたサンプルのビッカース硬さは340±10HVでほぼ一定であった。

端面拘束圧縮試験後の割れ評価結果を図7に示す。一般的なα-β型チタン合金Ti-6Al-4V(以下、Ti-64という)に対して、EL-Fおよび高Fe系のF-1、F-2ともに割れ限界は極めて高く、高Fe系はEL-Fよりさらに割れ限界が高いことがわかる。また、各合金の変形抵抗を調査したところ、図8に示すように、Ti-64は変形抵抗の温度依存性が比較的小さいのに対し、EL-FおよびF-1、F-2の高Fe系合金では温度が高くなるにしたがって変形抵抗が顕著に低下することわかる。また600℃では、F-1およびF-2はEL-Fよりさらに変形抵抗が10%程度小さい。600℃の拡散係数を比較すると、α相中のFeはCrより約2倍

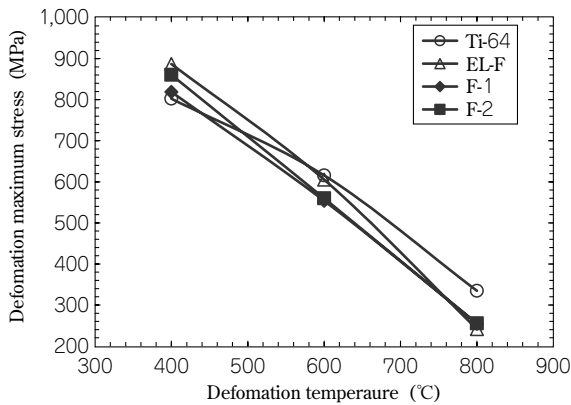


図8 既存合金と高 Fe 系合金の変形抵抗

Fig. 8 Deformation stress of conventional and high Fe system alloys

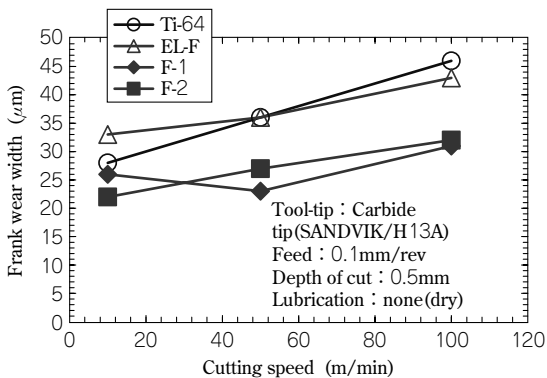


図9 既存合金と高 Fe 系合金の逃げ面摩耗幅

Fig. 9 Frank wear of conventional and high Fe system alloys

が大きく、 β 相中では3~4けた大きい。したがって、Cr低減Fe増量によって拡散がさらに促進されることにより、変形抵抗がより一層低減したものと推察される。

切削速度10~100m/minで100m旋削加工した後の工具摩耗を図9に示す。Ti-64合金やEL-F合金に比べて高Fe系合金は工具摩耗量が小さく、極めて良好な被削性を有することが明らかである。一方、図4の結果と比較すると、同一切削条件で切削距離が2倍になっているにもかかわらず、工具摩耗量は小さい。これは図6のマイクロ組織写真に示すように、粗大なTiC析出物は認められないこと、また β -annealした針状 α 組織から等軸 α 組織に変化したことによると考えられる。一般的に、等軸 α 組織は針状 α 組織より破壊靱性が低く⁸⁾、切りくず生成がより容易であるために工具摩耗量が低減したと推察される。

2.3 高 Fe 系 α - β 型チタン合金の時効挙動

表3に示したEL-F合金および高Fe系合金の時効後の引張特性を図10および図11に示す。いずれも500℃前後で強度が高く、延性が劣化しているが、EL-Fに対してF-1、F-2は延性の劣化度合いが極めて小さい。EL-Fの時効脆化はTiCr₂の析出によって生じることがわかっており⁹⁾、Crを低減したことによってF-1およびF-2の時効脆化が抑制されていると考えられる。またF-1、F-2の強度と延性の変化する温度域がやや異なるが、TiCr₂のほか、TiCあるいはTiFeなどの影響も考えられ、詳細は今後解明する必要がある。

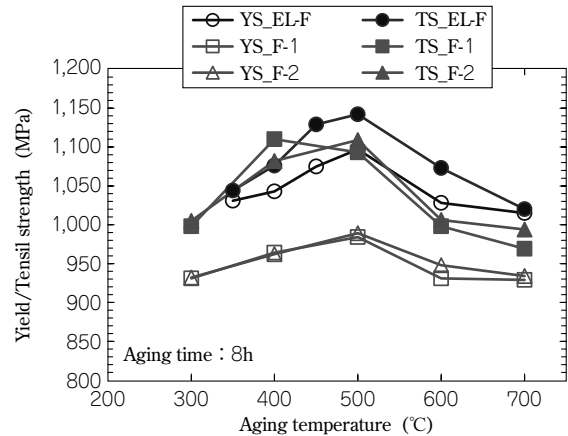


図10 高 Fe 系合金の時効処理後の強度特性

Fig.10 Strength after aging on high Fe system alloys (KS EL-F data : ref. 5)

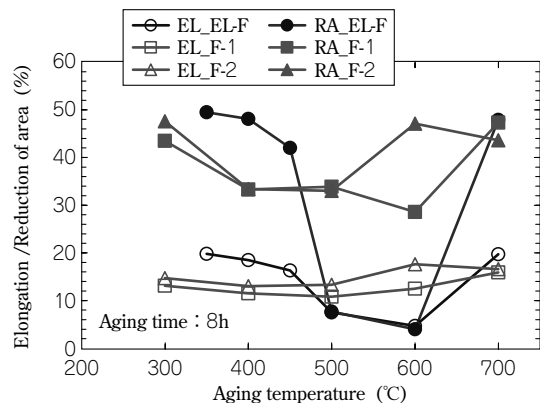


図11 高 Fe 系合金の時効処理後の延性

Fig.11 Ductility after aging on high Fe system alloys (KS EL-F data : ref. 5)

むすび= KS EL-F合金をベースに被削性および熱間加工性について調査した結果、以下のことがわかった。

- 1) KS EL-F成分(Ti-4.5Al-4Cr-0.5Fe-0.15C)をベースにCrおよびAlを低減し、他の合金元素(Mo, V, Fe, Ni, Mn, Co, Sn)と置換して針状 α 組織にて被削性を評価したところ、Cr低減Mo代替およびFe代替が有効であることがわかった。
- 2) 等軸 α 組織において、Ti-6Al-4VおよびKS EL-Fに対して高Fe系合金(1~2.5Cr - 1.25~2Fe)は工具摩耗量が約30%抑制される。また、600℃の熱間変形抵抗が10%程度低く、割れ限界圧縮率が5%以上高いことがわかった。
- 3) 熱力学平衡計算結果において、高Fe系合金は β 変態点近傍でのCの固溶限が大きいこと、被削性に悪影響を及ぼす粗大なTiCがKS EL-Fよりも析出しにくい成分系である。
- 4) 高Fe系合金は、TiCr₂析出物の抑制によりKS EL-Fの500℃前後での時効脆化が抑制される。

現在、本稿で述べた知見を反映した改良合金「KS EL-F 531C」の実用化研究を進めているところである。なお、本研究は経済産業省「航空機・宇宙イノベーションプログラム」のうち中核的要素技術研究に位置づけられ

た「次世代構造部材創製・加工技術開発」プロジェクトの1テーマである「次世代チタン合金構造部材創製・加工技術開発」の一環として、(財)素形材センターとの契約に基づき実施している。関係各位に謝意を表す。

参 考 文 献

- 1) ADVANCED MATERIALS & PROCESSES/OCTOBER, (2003), p.38.
- 2) グラフ記事：最新の航空機開発を支える材料技術，ふえらむ，Vol.11, No.2 (2006), pp.2-6.
- 3) H. Oyama et al. : Materials Science Forum, 426-432 (2003), p.713.
- 4) 尾崎勝彦ほか：R&D 神戸製鋼技報，Vol.55, No.3 (2005), pp.61-63.
- 5) 小野公輔ほか：軽金属，Vol.55, No.12 (2005), pp.673-677.
- 6) Recht. R. F. : Trans. ASME (1964), pp.186-193.
- 7) 新家光雄：第61回白石記念講座，(2009), pp.1-15.
- 8) 新家光雄ほか：鉄と鋼，Vol.72, No.6 (1986), pp.99-106.