塩水中で使用される高張力鋼の破壊安全設計*

R.W. Judy** & R.J. Goode**

概 要

急激な破壊 (fast fracture) を起こすのに必要な亀裂寸法 (flaw size) と応力レベルとの関係を求める手法が開発された。この手法は鋼を工業的に使用する場合有用であることを示した。この報告は塩水応力腐食割れに対する高張力鋼構造物の破壊安全設計 (failure-safe design) における破壊力学 K_{Isc} 法 (fracture mechanics $|K_{Isc}$ method) の解釈のしかたについて予備的な解析を示すものである。

鋼は世界中において構造物設計技術者により使われているもっとも重要な金属である。通常の構造用鋼 (降伏強さ約 70 ksi 以下) は構造物にもっとも広く用いられているが、設計者は構造物の実用性を改善するために、より高強度の鋼を要求し始めた。過去10年間ほどの間に通常の工業用構造物に対して望ましい破壊靱性をもつ数多くの調質高張力鋼が開発された。しかしながらこれらの鋼のあるものは塩水および他の水溶液環境中で応力腐食割れ (SCC) しやういことが見いだされた。応力腐食割れ敏感性の度合は、これらの鋼のほかの機械的性質を変化させると同じ冶金学的因子によって影響を受ける。SCC 抵抗の低い鋼の場合には、急激な破壊を起こすのに必要な亀裂寸法と応力レベルより、はるかに小さい亀裂寸法と応力レベルで限界寸法以下の割れ (subcritical crack) が成長する。しかしながら、多くの高張力鋼の場合は、破壊を起こすに足る限界寸法 (critical size) まで SCC による割れが成長するのに数百時間かかる。SCC に敏感なチタン合金では、同様な条件下で数分間のうちに破

壊を起こす限界の割れ寸法に達する¹⁾。

線型弾性破壊力学理論 (linear-elastic fracture mechanics theory) をもとにした取り扱いにより、限界割れ先端の応力強度係数*** (critical crack tip stress intensity value) K を用いて限界値以下の割れおよび急激な破壊の開始に対する金属の抵抗を示すことができる。材料特性 K 値を破壊に要する亀裂の大きさと応力レベルとに関係づける種々の亀裂形状 (flaw geometries) に対して式が導き出されている。割れ先端の不安定条件の正確な決定は、平面歪 (plane strain) 状態の下でのみ決められる。この条件は割れ先端の塑性変形領域の大きさを最小にすることにより最大の機械的な拘束がひき起こされる (通常は板厚の増加により) 場合に達せられる。最大の拘束条件に対して求められた K 値を K_{Ic} と定義する。この値は材料について一定の値であると考えられる。

最大の拘束に達していない平面応力 (plane stress) の条件に対しては、塑性変形領域はより大きく、得られる K 値は試験片形状により影響を受ける。その K 値を K_c と呼ぶ。近似的な限界亀裂寸法の決定は、 $K_c - K_{Ic}$ の関係から割れの不安定さを求めることによって行なうことができる。しかしながらこのような計算は、平面歪 K_{Ic} の条件がなりたつために必要な限界厚さの関連において、試料の実際の厚さを考慮に入れる必要がある。急激な破壊を起こすに必要な亀裂寸法—応力レベルの近似的な関係を求める方法が開発され、鋼を工業的に用いる場合に有用であることが確かめられている。これらの実験は構造用高張力鋼の塩水中の SCC に対する破壊安全設計について、破壊力学 K_{Isc} 法の解釈適用性の予備的な解析を提供するものである。

破壊力学の概念

近年、材料の塩水 SCC に対する抵抗性は、SCC が起こり始める割れ先端の応力強度の限界の大きさという点から特徴づけられている。この限界の大きさは線型弾性破壊力学の術語では K_{Isc} と定義される。

SCC の研究に線型弾性破壊力学の技術を用いるおもな利点は、試験片の形状に依存しない一つの K_I 値の中

* 訳者：細井祐三 (新日本製鉄株式会社基礎研究所)。

** Naval Research Laboratory, Washington, D.C. (原文) Failure-Safe Design with High Strength Steels for Salt Water Applications. *Mater. Prot. Perform.*, Vol. 9, No. 8, 23~29 (1970)。

*** 訳者注：Stress intensity factor は応力拡大係数と訳されることも多い。

に応力の大きさと亀裂の大きさの二つの因子を兼備することである。 K_{Ic} の他の利点は、適当な破壊力学方程式を用いて、異なった亀裂形状の場合の SCC による割れ成長に対する限界亀裂寸法-応力レベルの関係に、このパラメーターを変換できることである。多くの構造物の設計は、通常使用した非破壊検査法の能力により決められる最大許容亀裂寸法にもとづいて行なわれるので、限界亀裂深さによる耐 SCC 性の評価は非常に有用である。

構造用金属材料の耐 SCC 性を決定するために種々のタイプの破壊力学用試片が使われている。Brown³⁾により開発された亀裂付片持梁曲げ試験 (precracked cantilever bend test) は、荷重機構の簡易さのために、もっとも広く用いられている。このことは荷重時間が数百時間にわたる場合に重要な事である。

応力強度係数 K を求める場合に考慮すべき因子の中で、試験片の厚さは、試験片の中に生じる割れ先端の拘束の大きさを決定するのでもっとも重要である。応力を受けた物体中の割れの先端に、塑性変形領域と呼ばれる塑性的に材料が変形した部分が生じる (図 1)。材料表面は拘束されず厚さ方向に変形することができる。材料の中心部は割れ端部に沿う金属の流動を拘束する三軸応力状態となる。

平面歪状態の条件は、三軸応力が支配的に働く場合に生成する。厚さ全体にわたり破壊の開始の前に降伏強度以上の応力を受ける場合には完全な平面応力状態の条件となる。これら二つの両極端の間の遷移状態を平面応力混合状態 (plane stress-mixed mode condition) と呼ぶ。

材料の急激な破壊に対する抵抗は、試験片中に存在する拘束の大きさによって K_{Ic} あるいは K_{c} いずれかの K

パラメーターにより測定できる。真の K_{Ic} 値 (valid K_{Ic} value) は試片の形状効果をうけない。それゆえそれは材料の固有値 (一つの性質) である。 K_{Ic} を求めるには平面歪の条件が必要である。真の K_{Ic} 測定に必要な ASTM 推奨の実用の厚さは次のとおりである。

$$B \geq 2.5(K_{Ic}/\sigma_{ys})^2 \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで B : 厚さ, σ_{ys} : 材料の降伏強度を現わす。

完全な平面応力 K_c 値と平面応力混合状態での K_c 値は試片の形状の影響を非常にうける。それゆえ一定した材料の性質ではない。この依存性は K パラメーターを決める式を導き出す場合、応力場 (stress field) を二次元とみなし、割れ先端における塑性的な影響を無視しているためである。これら両方の条件とも平面応力の状態により変化してくる。

SCC は通常平面歪状態の領域を伴うためにこれらの考慮が重要である。環境の影響を正しく把握するためには、破壊力学方程式の適用に際して、このような条件が割れの先端の大部分をとおして成立していることが必要である。このために平面歪の条件下で得られた SCC の特性値のみが、 K_{Isc} 値として表示されるべきである。平面応力あるいは平面応力混合状態の条件下で求められた K の値は材料が有している特性値を現わさない。このような K の値はこの報告では“見かけの K_{Isc} ”と呼ぶ。

材料の耐 SCC 性は K_{Isc} 値と破壊靱性 (急激な破壊に対する抵抗) のレベルの比較より求めることができる。たとえば K_{Isc} の値が K_{Ic} 破壊靱性のレベルに近づけば耐 SCC 性の高いことを意味する。反対に K_{Ic} に比較して K_{Isc} の値が低ければ環境に敏感であることを示す。 K_{Isc} の値それ自身は材料が環境に対して敏感であるか否かを示さない。これは K_{Isc} 値は K_{Ic} より大きくなることはできない。すなわち低い K_{Ic} 値の材料は常に低い K_{Isc} 値になってしまうからである。

前に引用した ASTM 推奨の厚さの要求値は現在真の K_{Isc} を測定するための最善の手引である。(1) 式中の K_{Ic} の付りに K_{Isc} の値を用いて、最小限の厚さ B の値が決定される。

比率解析線図 (Ratio Analysis Diagram)

急激な破壊に対する限界亀裂深さと言う点から破壊靱性を求めるかんたんな方法が鋼²⁾について導き出され、Ti 合金⁵⁾ と Al 合金⁶⁾ にも適用された。この方法は破壊靱性- K_{Ic} と動的引き裂きエネルギー (dynamic tear test energy) との二つの指数の間の関係を基にしている。

動的引き裂き (DT) 試験は、構造材の破壊挙動の全領域すなわち弾性および塑性破壊を含んで構造材の破壊靱性特性を測定するために、海軍研究所 (Naval Research Lab.) において開発された。試験の概略図を図 2 に

図 1 クラック先端の塑性域の拘束に及ぼす二軸応力 (試料表面) および三軸応力 (試料内部) の影響を示す図解

図 2 1 in 厚さの鋼板用の DT 試験片

- 符 号
- : H Y 80 通常溶解-脱酸-圧延+熱処理
 - : 特殊溶解-脱酸-圧延+熱処理
 - ◐ : 5 Ni-Cr-Mo-V
 - : 9 Ni-4 Co-0.25/0.45 C
 - ▣ : 9 Ni-4 Co-0.20 C
 - : 4330, 4340, 4140, H 11, D 6 AC
 - △ : 12 Ni MARAGE
 - ▲ : 18 Ni MARAGE
 - * : 商用低合金 (Q, T,)

図 3 各種鋼に対する工業的限界図

データは 1 in の DT 試験値である。K_{Ic} と DT の目盛りは K_{Ic} と DT エネルギーの関係を示す

示す。深く鋭い亀裂を含む試験片に動的な負荷をすることにより、もっとも苛酷な破壊条件をつくり出す。この試験における破壊靱性のレベルの指数は、標準試験片を破壊するに要するエネルギーである。

降伏応力 (σ_{ys}) の関数として DT エネルギー (破壊靱性) を示した線図、図 3 は、高張力鋼の破壊靱性特性を顕示するに用いられる。「工学的限界」(Technological Limit) 線は全 σ_{ys} 領域にわたって、得られる最高の DT 破壊靱性を現わしている。DT エネルギーと K_{Ic} の関係は DT と K_{Ic} のスケールを配置することにより示される。

破壊力学の式は、K_{Ic} 値より表面亀裂の限界深さを計算するのに用いられる。

$$K_{Ic}/\sigma_{ys}=1.1(\sigma/\sigma_{ys})\sqrt{\frac{\pi a}{Q}} \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 a =割れの深さ
 Q =亀裂形状係数
 σ =応力レベル

この式は、図 4 に示すようにグラフの形で便利に現わすことができる。このチャートにおいて、与えられた名目上の応力レベルにおける限界割れ深さは、 K_{Ic}/σ_{ys} の比すなわち材料の二つの特性の比に依存する。比が増すと限界亀裂寸法は、特に名目上の応力レベルが低くなるにつれて非常に増加するということに注目しなければならない。一般的な技術的な解釈のために、チャートを限界亀裂の大きさによって三つの領域に分けることができる：

比が 0.5 以下の場合—いかなる応力レベルの場合でも限界亀裂深さは非常に小さい。

比が 0.5 より ∞ に増加する場合—限界亀裂深さは非常に小さい値より非常に大きな値の範囲におよぶ。この場合には限界亀裂の大きさを計算することが可能である。

図 4 K_{Ic}/σ_{ys} の関係として表わした破壊の不安定さに対する亀裂寸法と応力の関係

図 5 高張力鋼の比率解析線図 (RAD)

比が ∞ 以上の場合—大きな亀裂の存在する場合でも金属の塑性変形が破壊に対して必要である。すなわち、比 ∞ は、線型弾性破壊力学理論技術の実用的適用の上限を決めるものである。

鋼のための比率解析線図 (ratio analysis diagram: RAD) (図5) は、工学的限界線図上に K_{Ic}/σ_{ys} の比の一定の線の一群を重ね合わせることによって求めたものである。これにより急激な破壊に対して予期される限界亀裂深さという観点から各鋼種の破壊靱性特性の工学的評価をかんたんに行なうことができる。一群の比率線 (ratio lines) について破壊靱性のデータ (DT あるいは K_{Ic}) の場所を示すことにより評価を行なうことができる。比率線の意味は線型弾性破壊力学の計算から導き出されるがその計算は図4に示されている。

$K_{Ic}/\sigma_{ys}=0.5$ 以下の場合—この範囲の材料は弾性破壊 (elastic fracture) に対する抵抗が低い、すなわち破壊靱性のレベルが低い。これらの材料に対する限界亀裂寸法は非常に小さいので、もっとも高性能の非破壊検査技術によっても亀裂を検出することができない。この範囲の材料を用いる唯一の実的な方法は、限界亀裂が存在しないという確認のために、定期的に構造物の実証試験をすることである。それゆえ $K_{Ic}/\sigma_{ys}=0.5$ 以下の範囲は、“実証試験” (proof test) 領域と呼ばれる。

比が 0.5 から ∞ の場合—弾性破壊に対する抵抗性の増加は、非破壊検査法により検出できる十分な大きさの限界亀裂寸法で示される厚さにより表わされる。かようにこの領域は“亀裂寸法計算の実用範囲” (flaw size calculation practical) として示される。

$K_{Ic}/\sigma_{ys}=\infty$ 以上の場合—比が無限度であることは、線型弾性破壊力学の原理の適用性の実際的な上限を示す。非常に厚い断面に対してさえ、大きな塑性変形と大きな割れ目が破壊のためには必要である。この領域は、“靱性破壊” (ductile fracture) 領域と呼ばれる。

無限大 (∞) 比として示されている破線は大きな断面寸法の試験片の K_{Ic} 試験により、不安定な平面歪状態の破壊靱性が測定されるその極限においてなされるもっともオプティミスティックな推定値を現わしている。これらの測定は K_{Ic}/σ_{ys} の比 2.0 あるいはそれ以上の値に関係するであろうし、測定には 10 in 以上の断面寸法の試験片を必要とするであろう。Cv および 1 in DT 試験の shelf energy がこの線を超える鋼の高靱性は、厚さ 3 から 4 in のオーダーの断面寸法の試験片における高靱性破壊により十分示される。このような強靱な金属に対しては、 12 in 厚さに断面寸法を増加した結果として、不安定な平面歪状態の破壊を起こすと期待できる根拠はない。

比 1.5 および 2.0 の線は比 ∞ と 1.0 線の間の狭い幅の

中にある。これらの線の位置を決める試みはなされていない。なぜならば、 1.0 以上に対する K_{Ic} 値の意義には疑問があるからである。これらは K_{Ic} 値の塑性変形領域の補正に対する手続と同様、荷重を上げるに伴って、 K_{Ic} が不確実なものになるという疑問を含んでいる。比 1.0 のレベルと想定される比 ∞ の位置との間の不確定領域をよりよく決定するためには、厚い断面をもつ試験片の K_{Ic} 試験が必要である。したがって、 K_{Ic} のスケールは比 1.0 の線あるいはそれより少し高い線のレベルについて適正な意味をもっている。現状の知識では、より高いレベルについては設計の目的で用いるべきではない。 K_{Ic} スケールの定義を改善するために必要な断面寸法は、比率の値に基づく厚さの表示により示される。要するに、これらの関係は、DT エネルギーと相互関係をもつ K_{Ic}/σ_{ys} の比が 1 を超えると、この比の値が急激に増加することを示している。

SCC-双対比率解析線図 (SCC-Dual Ratio Analysis Diagram)

構造用高張力鋼の塩水 SCC に関する多くのデータを文献⁹⁻²³⁾の中に見ることができるが、これらのデータを構造物へ適用し活用できるようにまとめるという努力はほとんどなされていない。鋼に及ぼす特殊な環境の影響を決めるためには、まず SCC は材料の急激な破壊に対する固有の抵抗性を示さないということを認識すべきである。しかしながら、もし破壊靱性パラメーターと SCC パラメーターが両方とも構造物の性能の共通の指標としての観点から現わされているならば、鋼に及ぼす環境の影響は、これら二つの関係を比較することにより正確に評価できる。このような指標は、同じ応力に対する急激な破壊の起こり始める限界亀裂寸法と SCC の起こり始める限界亀裂寸法である。RAD は鋼における急激な破壊の開始に対する亀裂寸法—必要応力についての

図6 種々の厚さ (B) の高張力鋼の K_{Isc} 値の集録

良好な工学的概算値を与える。この線図上に同じ鋼の SCC 特性を重ね合せると、急激な破壊と SCC に対する条件の直接の比較ができる。この双対的 SCC—破壊靱性 RAD 法はすでに高張力 Ti 合金²⁴⁾に適用されている。

種々の鋼板および溶接材の 3.5% 塩水中における亀裂付片持梁曲げ (SCC) 試験により、NRL の研究および文献より得られた K_{Isc} のデータを図 6 に示す。図は図 5 と同じであるが比率線と領域の指示は除いてある。各測定点は、試片の名目上の厚さにしたがって側面の溝を考慮せずに整理してある。(側面の溝は割れを直線的に進ませ、シア・リップ (shear lip) の形成を防ぐためにつけられている。これらの溝によって、平面歪条件に達するのに必要な板厚を変化させることはない)。最大の試片厚さは 1 in であった。

“見かけの K_{Isc} 限界” (Apparent K_{Isc} Limit) は報告された最高の K_{Isc} 値を示すという点で“工学的限界”と類似のものである。両方の限界線の位置を確定するために、同種の鋼を用いた。試験片の厚さが不十分のために生じる拘束の不足の影響は、“工学的限界”と“見かけの K_{Isc} 限界線”の相対的な位置により示すことができる。220 から 240 ksi あるいはそれ以上のレベルの σ_{ys} においては、両方の限界線は実質的に一致する。この σ_{ys} レベルにおいては、もっとも良い材料でさえも急激な破壊に対する靱性が低いので、真の K_{Ic} を 1 in の厚さの板から求めることができる。したがって環境に不敏感な材料の K_{Isc} 値は K_{Ic} 値に近づく。220 から 240 ksi 以下では、二つの限界線は分離している。このことは破壊力学パラメーターの観点からは、1 in の厚さの試験片では、高靱性の材料に対する急激な破壊と SCC 抵抗の限界を決めることはできないことを示している。たとえば“工学的限界線”の最高値を示すような材料は、その厚さが 6 から 12 in の厚さでも平面歪状態の急激な破壊をおこさない。それゆえ、1 in の厚さあるいはそれ

以下の厚さの SCC 試験片により求められた高い K_{Isc} 値は、高靱性の高張力鋼について得られた場合には、疑をもって見なければならない。

塩水の SCC に対する高張力鋼の SCC—双対的 RAD 抵抗の関係を図 7 に示す。真の K_{Isc} 測定の上限は、限界 SCC 平面歪線として、0.25, 0.5 および 1 in の厚さ B に対して示してある。これらの限界線は σ_{ys} レベルの範囲に対して (1) 式から求められる。そしてそれらは K_{Isc}/σ_{ys} の一定の比に相当する。1 in の試験片に対して、限界 SCC 平面歪線 K_{Isc}/σ_{ys} の比 0.63 に相当する。試験片がより薄くなれば、限界線はより小さな比に相当する。

与えられた試料の厚さに対する限界 SCC 平面歪線は、見かけの K_{Isc} 限界線との関連において、限界大きさ以下の割れの成長および急激な破壊を起こす条件が、平面応力状態あるいは平面応力混合状態のいずれであるという範囲を決めるものである。これは 1 in 断面の試験片について図 7 に示された SCC トンネル効果 (平面応力) の領域である。そこでは、試験片の中央部において平面歪帯に先導されて SCC が起こる。トンネル効果は SCC の生成を暗示し、見かけの K_{Isc} 値を求めることができるが、正確な値を決定することはできない。SCC に対する限界亀裂深さ—必要応力レベルの関係は、線図のこの範囲に入る材料については推定することができない。このような材料の SCC に対する条件を正確に決めるためには B より厚い試験片が必要である。試験片の厚さが増すと SCC—双対的 RAD のトンネル効果領域はより高い K_I/σ_{ys} 比へと移動する—これを決定するには、さらに実験をする必要がある。とにかく、塩水中の SCC による限界大きさ以下の割れ成長に対する材料の抵抗性は、SCC 試験法を示すことにより正確に現わされるということを、線図のトンネル効果領域の機能に関してまず最初に確認すべきである。トンネル効果領域に入る見かけの K_{Isc} 値は、せいぜい環境の敏感性の大体の定量的な評価を与えるにすぎないと考えられる。このような値を使用すると、SCC 抵抗の高い鋼について非常に低い (保守的な) 評価をもたらすことにより、いっぽう敏感な材料に対しては、楽観的すぎる評価を与えることになるであろう。

SCC 敏感性に基づく、亀裂生成に対する鋼の抵抗性の減少の度合は、この線図上で急激な破壊を起こす位置と SCC の測定値とを比較することにより示される。このために、 K_{Isc}/σ_{ys} の比が K_{Ic}/σ_{ys} の比に対して比較される。もし高破壊靱性の金属 (K_{Ic}/σ_{ys} の比 0.2 以上) が、低い K_{Isc}/σ_{ys} の比 (1 in の厚さの試験片に対して約 0.6 あるいはそれ以下) をもつならば、環境に対して非常に敏感であることを意味する。この場合には、材料

図 7 1 in 厚さの鋼の急激な破壊と SCC の関係を示す相対的 RAD

の高破壊靱性のために材料が急激な破壊を起こす前に、SCC による割れ成長がかなり起こると思われる。材料の固有の破壊靱性が低い（比が1.0以下）場合には、SCC による割れが少し成長すると、急激な破壊を起こす。非常に靱性の低い材料の SCC（比0.5以下）は急激な破壊を起こす限界の割れの大きさがこれらの材料においては非常に小さいので、通常の設計を考慮する場合には現実的には重要でない。

総 括

構造用材料として使用される一連の高張力鋼を調べることによって広範囲にわたる SCC 挙動を明らかにすることができる。線型弾性破壊力学の理論に基づいた試験により、割れ先端の応力強度パラメーター K_I を用いることにより、耐 SCC 性をもっともよく定義することができる。SCC が起こるもっとも低い K_I の値（限界値）は K_{Isc} と呼ばれる。本質的にはどの平面歪状態の破壊力学試験を用いても K_{Isc} を測定することができるが、この報告では、亀裂付片持梁曲げ試験のデータのみを考慮した。いずれの破壊力学試験においても、厚さ B の必要条件は正しい K_{Isc} 測定のために必要である。SCC による限界値以下の割れの成長に対する亀裂寸法一応力の条件は K_{Isc} 値から計算できる。

急激な破壊に対する抵抗の特性値化と破壊安全設計に対する解決のために最近開発された RAD 手法は、高強度チタン合金における SCC の場合にも拡大適用された。同様の拡大適用が、高張力鋼に対して、急激な破壊および SCC による材料の破壊についての亀裂寸法一必要応力レベルの双対的な工学的定義を決めるために行なわれた。双対的 RAD は、破壊に対する一般的な亀裂寸法一応力の条件を示す K_I/σ_{ys} の比率線の特徴とする。それはまた 1 in の厚さの亀裂付片持梁曲げ試験片で得られる K_{Isc} の最高値を決める見かけの K_{Isc} 限界線の特徴として示している。結局、平面歪状態（最大拘束）の限界線を示すのが特色である。この線は 0.25, 0.5および 1.0 in の厚さをもつ試験片の SCC に対する亀裂寸法一応力条件についての正しい K_{Isc}/σ_{ys} の比の解釈を示すとともに、真の K_{Isc} の測定の上限を示す。完全な平面応力状態および平面応力混合状態の範囲は、試験片の平面歪状態（中央部）の部分のトンネル効果により SCC が起こることを示している限界 SCC 平面歪線と見かけの K_{Isc} 線により限定される。SCC の亀裂寸法一応力条件に対する正確な K_I/σ_{ys} の比の解釈は、この範囲に対してはできない。工学的な解釈をより高い K_I/σ_{ys} 比へと拡大することができると考えれば、試験片の B を増す（材料の厚さを増すことが必要）ことにより、平面歪 SCC 限界線をより高い K_I/σ_{ys} 比に上げることができる。

謝 辞

この研究は、Deep Submergence System Project Office, Code DSSP-221; the Naval Ship System Command, Code 03422; the Office of Naval Research; および ARPA Coupling Program on Stress Corrosion Cracking (ARPA Order 878) の一部として、the Advanced Research Project Agency of the Department of Defence により一部援助をうけた。

引用文献

1. R. W. Judy, Jr. and R. J. Goode. Stress Corrosion Cracking Characteristics of Alloys of Titanium in Salt Water, NRL Report 6564, July 21 (1967).
2. W. S. Pellini. Advances in Fracture Toughness Characterization Procedures and in Quantitative Interpretations to Fracture-Safe Design for Structural Steels, *Welding Res. Council Bull.*, 130, (1968) May.
3. B. F. Brown. A New Stress Corrosion Cracking Test for High Strength Alloys, *Mater. Res. and Std.*, 6, No. 3, 129-133 (1966).
4. Proposed Method of Test for Plane Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, ASTM Standards on Physical and Mechanical Testing of Metals; Nondestructive Test Part 31, pp. 1099-1114 (1969) May.
5. R. J. Goode, R. W. Judy, Jr., and R. W. Huber. Procedures for Fracture Toughness Characterization Procedures and Interpretations to Failure-Safe Design for Structural Titanium Alloys, *Welding Res. Council Bull.*, 134 (1968) October.
6. R. W. Judy, Jr., R. J. Goode, and C. N. Freed. Fracture Toughness Characterization Procedures and Interpretations to Fracture-Safe Design for Structural Aluminum Alloys, *Welding Res. Council Bull.*, 140 (1969) April.
7. W. S. Pellini and F. J. Loss. Integration of Metallurgical and Fracture Mechanics Concepts of Transition Temperature Factors Relating to Fracture-Safe Design for Structural Steel, *Welding Res. Council Bull.*, 141 (1969) June.
8. W. S. Pellini. Evolution of Engineering Principles for Fracture-Safe Design of Structural Steel, NRL Report 6957 (1969) September 23.
9. S. R. Novak and S. T. Rolfe. Stress Corrosion Tests of 12Ni-5Cr-3Mo and 18Ni-8Co-3Mo Maraging Steels and Weldments, U.S. Steel Applied Research Laboratory Report 39.018-00 (34) (S-23309-2) (1966) January 1.
10. W. D. Benjamin and E. A. Steigerwald. Stress Corrosion Cracking Mechanisms in Martensitic High Strength Steels, Air Force Materials Laboratory Technical Report TR-67-98 (1967) April.
11. M. H. Peterson, B. F. Brown, R. L. Newbegin, and R. E. Groover. Stress Corrosion Cracking of High Strength Steels and Titanium Alloys in Chloride Solutions at Ambient Temperature Corrosion, *Corrosion*, 23, No. 5 (1967) May.
12. S. R. Novak and S. T. Rolfe. K_{Isc} Tests of HY-180/210 Steels and Weld Metals, U. S. Steel Applied Research Laboratory Report 39.018-007 (12) (B-63105, B-63304) (1967) August 1.
13. S. R. Novak. Effect of Plastic Strain on the K_{Isc} of HY-80, HY-130 (T) and 12Ni-5Cr-3Mo Steels, U. S. Steel Applied Research Laboratory Report 39.018-007 (20) (B-63201) (1968) January 1.
14. J. H. Smith and S. T. Rolfe. Effects of Welding Position and Process on the K_{Isc} of HY-130 (T) Weld Metals, U. S. Steel Applied Research Laboratory Report 39.018-016 (7) (B-63204) (1968) January 1.
15. L. P. Conner, L. F. Porter, and S. T. Rolfe. Third Progress Report: Development of an HY-180/210 Weldment, U. S. Applied Research Laboratory Report 39.018-007 (21) (B-60000-2) (1968) January 1.
16. J. H. Smith and S. T. Rolfe. K_{Isc} Behavior of Weld Metals Used in Fabrication of an HY-130 (T) Steel Structure, U. S. Steel Applied Research Laboratory Report 39.018-015 (4)

- (B-10000-3) (1968) January 1.
17. J. H. Smith and S. T. Rolfe. Effect of Composition on the $K_{I_{SCC}}$ of Experimental HY-150 Steels, U. S. Steel Applied Research Laboratory Report 39.018-016 (10) (B-23104) (1968) December 20.
 18. D. S. Dabkowski, P. J. Konkol, S. R. Novak, and L. F. Porter. Evaluation of the HY 9-4-20 Steel Weldment System, U. S. Steel Applied Research Laboratory Report 39.018-007 (30) (B-61209-1) (1969) January 2.
 19. D. Webster. The Use of Deformation Voids to Refine the Austenite Grain Size and Improve the Mechanical Properties of AFC 77, The Boeing Company Document D6-23879 (1969) February.
 20. C. S. Carter. Stress Corrosion Crack Branching in High Strength Steels, Presented at ASM/WESTEC Conference, Los Angeles, Calif., March, 1969, The Boeing Company Document D6-23871 (1969) March.
 21. C. S. Carter. The Effect of Silicon on the Stress Corrosion Cracking Resistance of Low Alloy High Strength Steels, The Boeing Company Document D6-23872 (1969) March.
 22. G. Sandoz and R. L. Newbegin. Stress Corrosion Cracking Resistance of an 18Ni-200 Grade Maraging Steel Base Plate and Weld, NRL Memorandum Report 1772 (1967) March.
 23. G. Sandoz and B. F. Brown. Unpublished data.
 24. R. W. Judy, Jr. and R. J. Goode. Stress Corrosion Cracking Characterization Procedures and Interpretations to Failure-Safe Use of Titanium Alloys, NRL Report 6879, April 8, 1969; Trans. ASME, J. of Basic Eng. (pending publication).